Title	熱間工具鋼の性能改善に関する研究
Author(s)	奥野, 利夫
Citation	大阪大学, 1987, 博士論文
Version Type	VoR
URL	https://hdl.handle.net/11094/1943
rights	
Note	

熱間工具鋼の性能改善に関する研究

奥 野 利 夫

熱間工具鋼の性能改善に関する研究

奥　野　利　夫

目　　　次

第1章　緒　　論

1.1　緒　　言

熱間加工技術は切削加工技術，冷間加工技術，鋳造技術などとともに主要な成形技術として産業の発展を支えて来ている。近年新しい成形技術の開発や各種合理化，加工の高度化を背景に，工具の寿命向上が重要な課題として提起された。たとえば，

(i)　鍛造加工の分野では，鍛造成形後の仕上加工の工数の大幅削減を目的として，型面からの強水冷のもとに行なわれる高速精密鍛造や被加工材の温度を下げて鍛造加工を行なう温間鍛造が発展して来たが，この場合，型材料としては一般の熱間鍛造の場合より一層高い強度，耐摩耗性と耐熱衝撃性が要求され，新しい型用鋼の開発が必要となった。また，型製作の納期の短縮と型寿命向上を目的として，顧客側での熱処理が不要で，かつ使用時の昇温により型面が析出硬化する予備調質の，いわゆる析出硬化型鋼が一般プレス鍛造の分野に採用されて来たが，耐摩耗寿命の大幅な向上をもたらす型用鋼の開発が自動車メーカーより強い要求として提起された。

(ii)　アルミダイカストの分野では自動車の前輪駆動化にともない，型の大型化や形状の複雑化がすすみ，また，単位時間当たりの成形回数を増加させるため型面からの冷却を強化した噴水冷却が普及し，型の早期ヒートクラックや大割れへの対策が必要になった。

(iii)　アルミ押出の分野ではサッシのみでなく，寸法のより大きい建材や複雑な形状品の押出へと対象がひろがり，押出ダイスの大型化や形状の複雑化によりダイスのたわみや，型隅角部からの割れへの対策が必要になった。

現在ＪＩＳには表1に示す各種熱間工具鋼が規定され，使用されており（特性，用途の詳細は，2.1～2.6に記述），製造技術面や原料面からの特性改善もすすめられている。[1)～3)] しかしながら，上記のように近年の工具用鋼の特性に関する要求の多様化や，高度化は従来の工具鋼の製造技術や熱処理技術面からの限界を越えた特性値を要求し，高性能工具材料の開発や新たな熱処理技術，表面処理など利用技術の進歩を求めて来ている。[4)5)]

従来熱間工具鋼に関する基礎的な研究としては，主にマルテンサイト組織に焼入したのち，焼もどした場合の炭化物反応や機械的性質についての研究例があり，[6)～9)] 一部焼入冷却速度の低下によるベイナイト組織の生成や，これが靱性の低下など，機械的性質に及ぼす影響を指摘した研究例はあるが，材質を代表するもっとも重要な因子としてのミクロ組織と靱性，高温強度などの機械的性質との関係についての系統的な解明は行なわれていない。

すなわち，

表1　熱間金型用鋼の化学成分（G 4404）

種類の記号	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	W	V	Co	参考用途例
SKD 4	0.25～0.35	0.40以下	0.60以下	0.030以下	0.030以下	—	2.00～3.00	—	5.00～6.00	0.30～0.50	—	プレス型・ダイカスト型・押出工具・シャーブレード
SKD 5	0.25～0.35	0.40以下	0.60以下	0.030以下	0.030以下	—	2.00～3.00	—	9.00～10.00	0.30～0.50	—	
SKD 6	0.32～0.42	0.80～1.20	0.50以下	0.030以下	0.030以下	—	4.50～5.50	1.00～1.50	—	0.30～0.50	—	
SKD 61	0.32～0.42	0.80～1.20	0.50以下	0.030以下	0.030以下	—	4.50～5.50	1.00～1.50	—	0.80～1.20	—	
SKD 62	0.32～0.42	0.80～1.20	0.50以下	0.030以下	0.030以下	—	4.50～5.50	1.00～1.50	1.00～1.50	0.20～0.60	—	プレス型・押出工具
SKD 7	0.28～0.38	0.50以下	0.60以下	0.030以下	0.030以下	—	2.50～3.50	2.50～3.00	—	0.40～0.70	—	プレス型・押出工具
SKD 8	0.35～0.45	0.50以下	0.60以下	0.030以下	0.030以下	—	4.00～4.70	0.30～0.50	3.80～4.50	1.70～2.20	3.80～4.50	プレス型・押出工具・ダイカスト型
SKT 3	0.50～0.60	0.35以下	0.60～1.00	0.030以下	0.030以下	0.25～0.60	0.90～1.20	0.30～0.50	—	(3)	—	鍛造型・プレス型・押出工具
SKT 4	0.50～0.60	0.35以下	0.60～1.00	0.030以下	0.030以下	1.30～2.00	0.70～1.00	0.20～0.50	—	(3)	—	

注(3)　SKT 3及びSKT 4は，V 0.20％以下を添加することができる。

備考　各種とも不純物としてNi 0.25％（SKT 3及びSKT 4を除く），Cu 0.25％を超えてはならない。

(1) 焼入冷却速度の低下にともなうベイナイト組織の形態や量の変化や，これが焼もどし時の炭化物反応や炭化物の析出，分布の形態にどのように影響を与えるのか，

(2) 上記の組織変化がどのような機構により靱性や高温強度などの機械的性質に影響を与えるのか，

(3) 鋼種による靱性や高温強度の水準の差や焼入冷却速度による，その変化の挙動の差異がどのようなミクロ組織因子やその水準の差に対応しているのか，

などについての統一的な解明はなされていない。

また，各種工具の寿命向上のためには，どのような特性の改善が必要なのか，そのための評価法はいかにあるべきかについても十分な究明はなされていない。

したがって，この点の解明とともに，合金組成や焼入冷却速度との関係により，一見複雑に変化する熱間工具鋼の靱性，高温強度について，それを構成する共通のミクロ組織因子を基礎的，系統

的に明らかにし，特性改善のためのミクロ組織をいかに制御すべきかを明らかにすることが，今後の高性能鋼の開発や特性を高度に活かす熱処理技術の開発を的確に，また系統的にすすめるための基本として，もっとも重要と考える。

そこで本研究では，まず実際に使用された代表的熱間工具の損耗形態の観察を行ない，工具の用途に応じた特性改善の方向と特性評価のあり方を明確化することにした。

つぎに，代表的熱間工具鋼の特性の再評価を行なうとともに特性を構成する共通のミクロ組識因子を明らかにし，これをもとに高性能工具鋼の開発を行ない，また現用鋼の長寿命化のための組織制御の指針を明らかにし，工具の長寿命化をすすめることにした。

第1章では熱間鍛造型，アルミダイカスト型ほか各種工具の損耗現象の観察をもとに，工具寿命向上のために改善すべき材料特性と，その適切な評価法を明らかにした。

第2章では代表的な現用熱間工具鋼についての焼入冷却時のベイナイト組織の生成挙動とこれが焼もどし後の靱性，高温強度に及ぼす影響についての研究をもとに靱性，高温強度を構成する共通のミクロ組織因子を明らかにした。

これにより要求に応じた高性能工具材料の的確な開発が可能になった。また，特性を高度に活かす熱処理技術の新たな指針を具体的に示した。

第3章では，以上の結果をもとにすすめた高耐摩耗性析出硬化型熱間プレス鍛造型用鋼や大物アルミダイカスト型用鋼など一連の高性能熱間工具鋼の開発について記述した。

第4章では，本研究の総括を行なった。

1.2 各種熱間金型の損耗形態

1.2.1 熱間プレス鍛造型

図1に熱間プレス鍛造加工の工程の概要を示す。[10]

第一工程（すえ込み），第二工程（荒成形），第三工程（荒鍛造），第四工程（仕上鍛造），第五工程（ばり抜き）よりなるのがその典型である。第二工程，第三工程では被加工材の肉流れが大きく，第四工程の仕上鍛造では被加工材の肉流れは小さいが，製品形状を出すため金型には鋭い隅角部をともなうことが多い。

熱間鍛造用金型における金型の損耗は表面部損耗とクラックの内部への進展による大割れとに分けられる。損耗の基本的形態に関し，New Sheffield Laboratory は図2のような分類を示している。[11] また，沢，[12] 鈴木ら[13]の報告がある。

筆者はさらに損耗のミクロ的形態の観察を行ない，損耗形態と材質要因について検討を加えた。

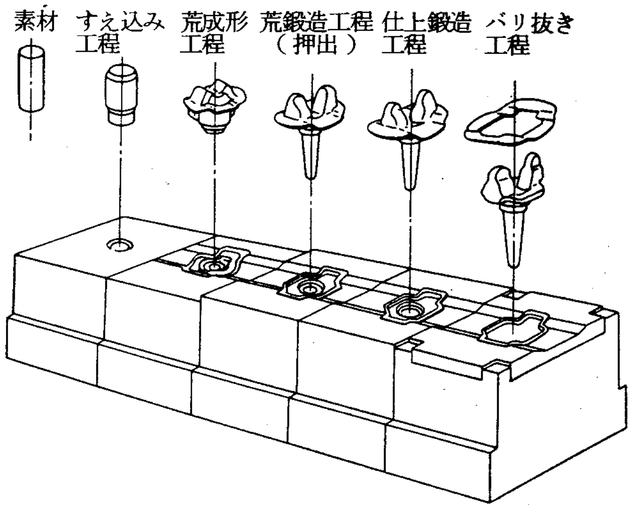


図１　ステアリングナックルの鍛造工程図（西川淳二）

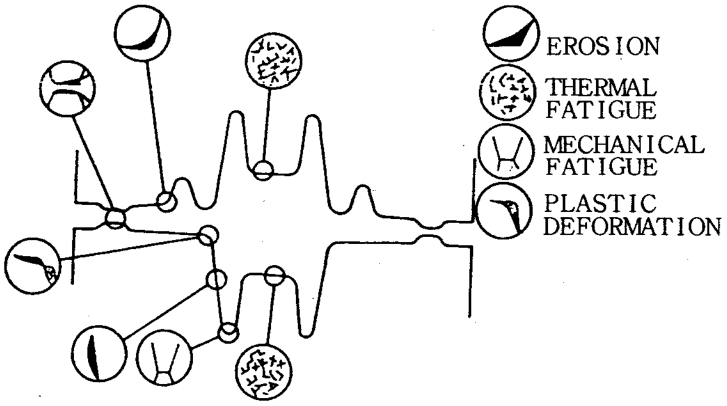


図２　損耗の基本的原因（New Sheffield Laboratory）

A　表面部損耗の形態分類

筆者は各種廃却型調査の結果にもとずき，金型表面部損耗はヒートクラックの発生をもとに，ヒートクラック部を主体に進んで行く傾向が強いことを確認するとともに，その形態を応力，被加工材の肉流れとの関係において，写真１に示すⅠ，Ⅱ，Ⅲ型の３種類に分類，整理できることを見出した。[1)]

Ⅰ型は肉流れが小さい場合で，熱応力により生じた微細な初期ヒートクラックが熱応力および鍛造応力（垂直応力）の繰り返し作用を受けて，(1)クラックの進展，合流，さらに，(2)これによる剥離状損耗やクラックの開口の段階を経て肌あれが進むもので，典型的なヒートクラックの形態を呈する。

高温への昇温や強水冷などにより大きな熱応力を受ける型部分にすすみやすい。

Ⅱ型は肉流れが中位の場合で，熱応力＋鍛造応力（摩擦応力および垂直応力）により，微細な初期ヒートクラックが，(1)肉流れ方向に対し直角の方向に漸次進展して線状に連結し，さらに(2)この線状部を段底とした段階状損耗が進むもので，上記線状部を主体に塑性流動をともなうものである。

Ⅲ型は肉流れが大きい場合で，熱応力＋鍛造応力（摩擦応力および垂直応力）により，微細な初期ヒートクラックが，(1)肉流れ方向に対し直角，平行の両方向に拡大連結し，さらに(2)直角方向のしわ状の階段状損耗および平行方向のしわ状あるいは条痕状損耗（いずれも塑性流動をともなう）が進んで行くもので，とくに肉流れのはげしい場合，平行方向の条痕状損耗が優勢となる。直角，平行方向のしわ，あるいは条痕の底部はクラックの連結部に相当し，塑性流動はこのクラック部で相対的に大きく進む。

Ⅰ，Ⅱ型の場合とくらべて摩擦発熱による昇温がはげしく，型表面部の塑性流動が大きいのが特徴である。

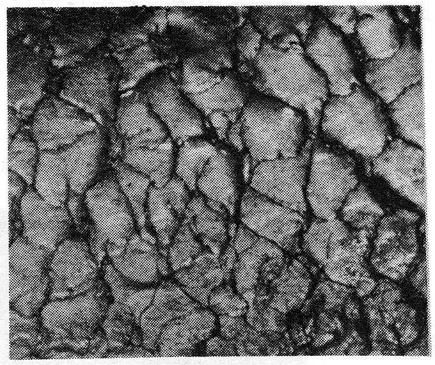
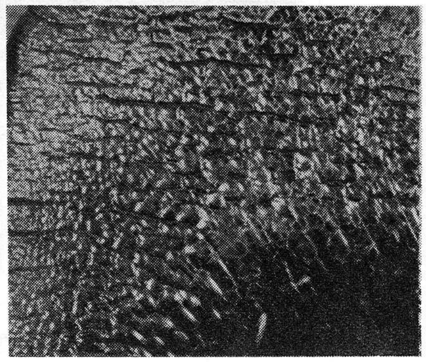
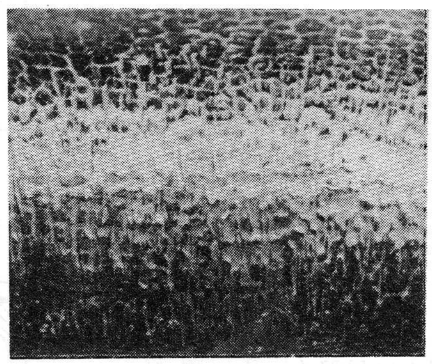
分類	損耗形態	
Ⅰ型（肉流れ小）		
Ⅱ型（肉流れ中）		↓肉流れ
Ⅲ型（肉流れ大）		↓肉流れ

写真１　熱間鍛造用金型損耗の外観形態分類例

Ⅰ，Ⅱ，Ⅲ型の場合とも金型使用の途次に型面の補修のための研摩を要するが，Ⅲ型損耗に対する対策が技術的検討の重点になることが多い。

個々の金型の形状，大きさ，使用条件は多岐にわたり，また金型位置による差など，金型損耗形態はそれぞれことなるが，以上のように，損耗の駆動要因

(1)熱応力　(2)摩擦応力　(3)垂直応力（間接[※1]，直接[※2]）および，(4)肉流れ（大小および速度）の組合せによって損耗形態は左右され，これによる整理ならびに形態の推定を行なうことができる。

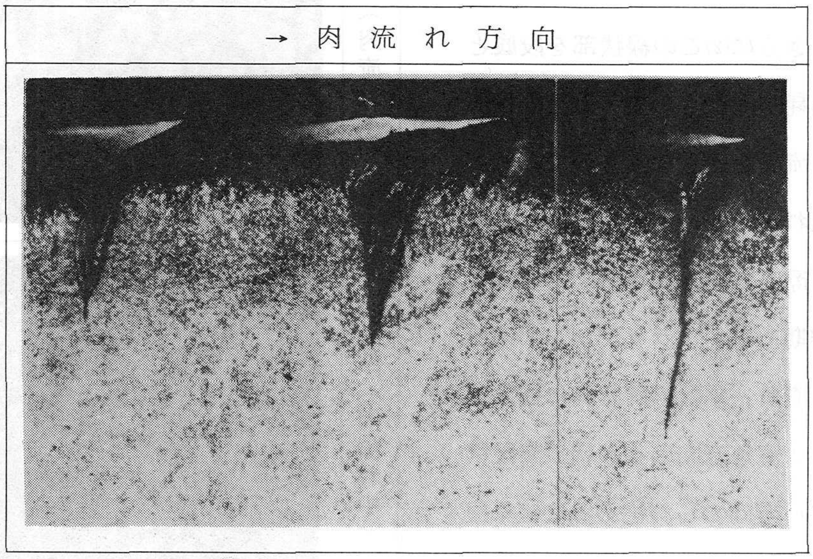
※１　摩擦応力（垂直応力×摩擦係数）を通じて損耗を促進，

※２　(i)　クラック部への被加工材の圧入作用によりクラックの発生と進展を促進，

(ii)　孔内径面など内圧による型面引張応力を通じクラックに関与，

B　表面部損耗のミクロ的形態

Ⅲ型損耗の場合の肉流れ方向に平行な断面のミクロ組織の代表例は写真2に示すごとくであり，模式的にまとめて図示すれば図3のようになる。



×50

写真2　Ⅲ型損耗部断面のミクロ形態例
（肉流れ平行断面）

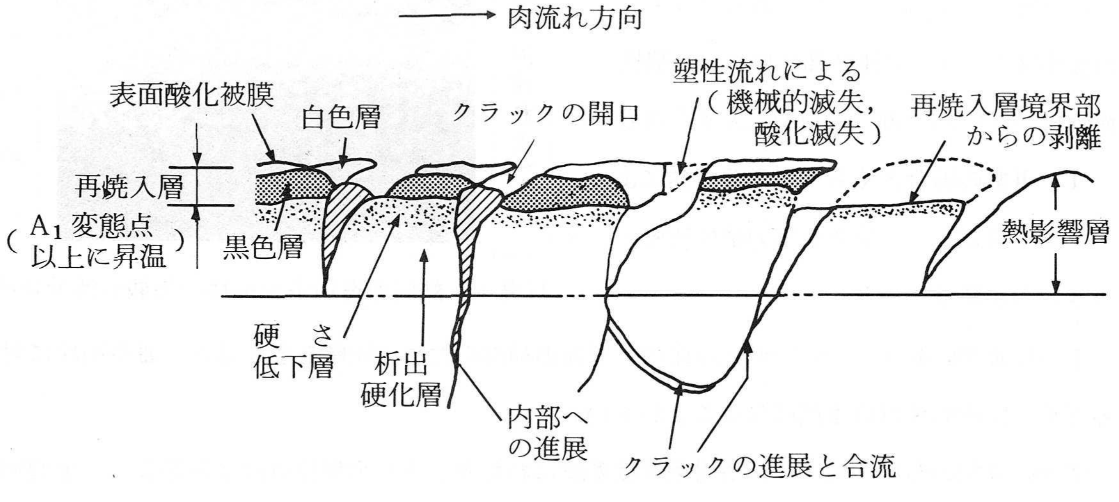


図3　Ⅲ型損耗の断面ミクロ形態のまとめ（肉流れ平行断面）

表面から深さ方向の硬さ分布を図4に，また各部のレプリカ法による電顕組織を写真3に示す。

これは析出硬化型熱間工具鋼よりなる金型における例であるが，表面部には Ac_1 変態点以上の温度への昇温による再焼入層が形成され，その最表面薄層にはクラック部を主体に摩擦発熱によりとくに高い温度に昇温したことに起因する白色の層（残留炭化物がほとんどみられない）が形成されている。

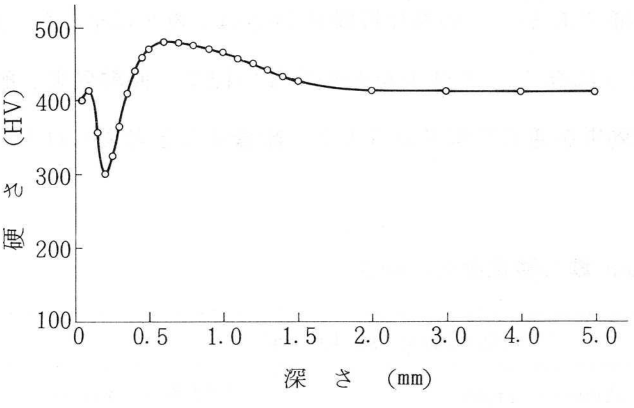


図４　熱間プレス鍛造型使用済み型の表面→芯部硬さ分布測定例（析出硬化型鋼）

再焼入層に接して A_1 点直下の焼もどし効果を受けたことによる硬さ低下層が形成され，析出炭化物の明らかな凝集がみとめられる。その下部に析出硬化層が形成され，さらに昇温温度が低く，熱影響を受けていない芯部へと続いている。

被加工材の温度は 1,200 ℃以上の高温であるが，一般的には成形時の被加工材と金型面との接触時間は数分の１秒程度で短かく，表面部軟化層の深さは 0.5mm程度以下であることが多い。

表面部損耗はヒートクラック部を主体に進み，その形態は，

(1)　塑性流動によるクラックの開口，

(2)　塑性流動先端部の機械的滅失，酸化滅失，

(3)　昇温による再焼入層境界からの剥離，

(4)　個々のクラックの進展と隣接クラックとの合流による剥離，

に分類される。

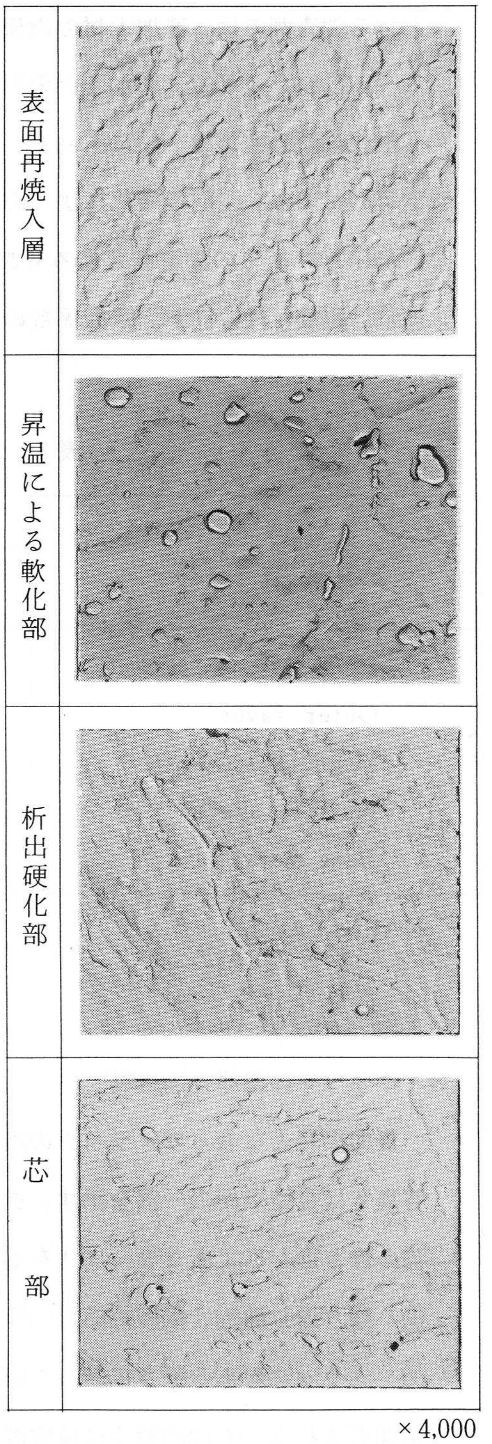


写真３　型表面から内部にかけての各部の電顕組織像（二段レプリカ法）

C　金型表面の酸化被膜

酸化被膜は同一金型においても，その厚さは一様でなく，0.2C−3Ni−3Mo 鋼による金型に

おける調査例では，被加工材の肉流れの大きいⅢ型損耗部：2 μm，肉流れの小さいⅠ型損耗部：6～10 μm などで，被加工材の肉流れの大きい型部分では相対的に薄い。[14)]

酸化被膜の種類は一般にFe_3O_4 と FeO よりなり，酸化被膜には型材を構成する各元素を含有しており，型材の酸化によるのが普通である。[5)] この酸化被膜の硬さは，表2に示した A・KANNAPAN らの測定結果[15)]にみられるように高く， やすりがかからない程で，断熱効果，耐摩耗性，耐焼付性の向上，摩擦係数の低減効果を通じて型寿命に大きく影響すると考えられる。

表2　Armco 鉄の酸化物層の硬さ

Type of oxide	Hardness in kp/mm²	
	Armco-iron (50g load)	0.22 % C steel
Hematite, Fe_2O_3	—	2490・2060
Outer layer	1145	— —
Magnetite, Fe_3O_4	645	1210・1090
Wustite, FeO	550	749・739
Base metal	140	220・212

(KANNAPAN)

D　クラックの内部への進展

表面損耗とならんでクラックの内部への進展の問題も金型寿命に関する重要な検討課題である。写真4は金型破面の一例を示す。進展の段階は初期クラックの発生（ヒートクラック，機械的応力の繰り返しによるクラック）をもとに，

(1)　繰り返し熱的，機械的応力の作用条件下でのクラックの進展，

(2)　クラックがある深さに達した段階での急速な大割れ，

に類別される。(1)の段階では疲労破面を主とし，(2)の大割れは一般の熱間金型材の場合，へき開型破面を呈するのが普通である。

型材料の靱性が低い場合，(1)の段階が短かく，早期に(2)の段階に進みやすく，(2)に関する特性が寿命向上のための重要な要素となる。型内部のため温度域としては相対的に低い。

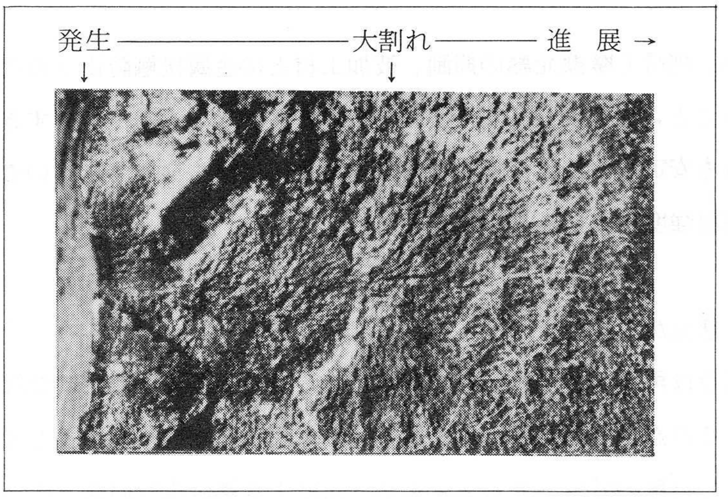


写真 4　金型破面におけるクラック進展形態例 (×1.3)

E　損耗改善のための型材材質要因の集約

上記表面部損耗，クラックの内部への進展の形態観察にもとずいて型寿命向上のための重要な型材質の要因を検討し，集約した結果を表 3 に示す。

もっとも重視すべきと考えられる損耗現象は，

(1)　ヒートクラックの発生，

(2)　表層部の塑性流動，変形，

(3)　クラックの進展，である。

改善のためには，表面部損耗に関し，

(a)　ヒートクラックの発生，初期の進展および塑性流動を抑制するための高温強度が高く，また型面の高温への昇温にともなう軟化を生じにくいこと，

表 3　損耗現象観察結果からみた型材改善のための重要材質要因

損耗進行の段階と現象	重視すべき損耗現象	重 要 材 質 要 因
1.ヒートクラックの発生 2.再焼入層の生成およびクラック部を主体とする塑性流動 3.塑性流動先端部の機械的減失，酸化減失 4.再焼入層境界からの剥離 5.クラックの開口，進展 (1)表面部での進展 (2)　〃　開口 (3)表面下への進展，合流による剥離 (4)芯部への深い進展→大割れ （3.～5.(2) → 肌あれ）	1.ヒートクラックの発生 2.塑性流動・変形 3.再焼入層生成 4.クラックの開口，進展	1.高温強度 使用時の熱影響条件下での実質的強度 2.酸化被膜特性 3. A_1 変態点 4.残留炭化物 5.表面層を支える芯部の耐クラック進展性

(b) 型面の断熱，潤滑（摩擦発熱の抑制，被加工材との金属接触防止）のための酸化被膜特性がすぐれていること，（生成しやすく型面への固着性が大きく厚くなりすぎないこと）

— この場合も安定した酸化被膜を維持するためには厚くなりすぎないこと，これを支える表面層の高温強度が高いことが重要である。

また，

(c) 急熱 A_1 変態点が高いこと，

A_1 変態点は再焼入層境界からの剥離による損耗に関係するだけでなく，A_1 変態点を越えると，その直上で高温耐力は最低値を示すこと（実験結果は 3. 1. 3. 2 −(11)に示す），また残留炭化物量の減少，オーステナイト化による熱伝導性の低下により型面での被加工材との摩擦発熱による昇温と塑性流動が加速される，

(d) 型面での被加工材との摩擦発熱，焼付による損耗を抑制するため適量の残留炭化物の分布を確保すること，

クラックの内部への進展に関しては，

(e) 繰り返し引張応力の作用する条件下でのクラックの耐進展性（切り欠き疲労クラック進展性）が大きいこと，

(f) 大割れを生じる限界のクラック深さが大きいこと，すなわち平面歪み破壊靱性値 KIC が高いこと，

また，

(g) 金型隅角部などでの機械的応力による疲労破壊や衝撃応力による破壊に対する抵抗性が大きいこと，

などの材質特性が必要と考えられる。

以上，特性の改善や開発の基本はミクロ組織の制御にあり，これに適切な酸化特性や物理的性質を組合せた取組みが必要と考える。

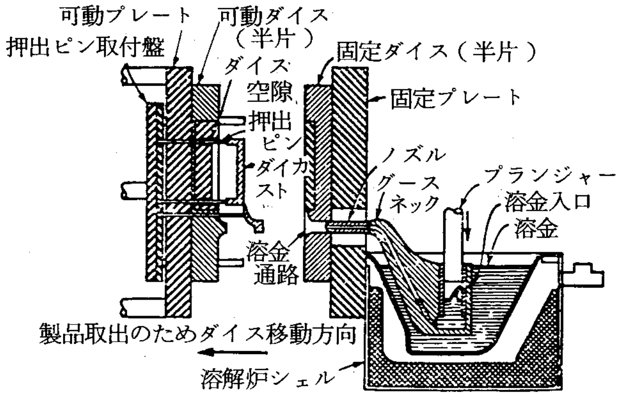
1. 2. 2 アルミダイカスト型

図 5 にアルミダイカスト作業の概要を示す。[16)]

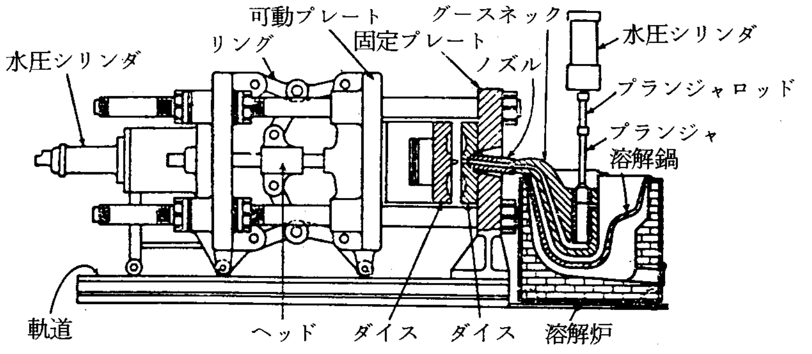
型材としては一般にSKD61が使用され，焼入後 600℃前後で焼もどし処理し，HRC 42〜47前後の硬さにして使用されている。

アルミダイカスト型の場合，一般に 620℃前後のアルミ合金の溶湯がゲート（入口）を通じてキャビティ（型）内に圧入され，型面からの吸熱により凝固したのち，型開き，製品の突出しを行ない，続いて金型面は水冷等により急冷される。

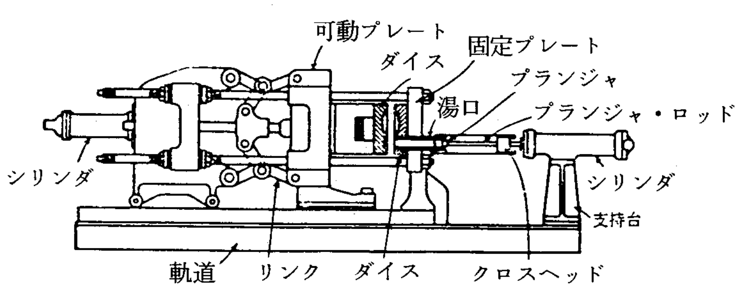
アルミ溶湯の鋳込みによる型面の昇温にともない，型表面→芯部にかけて温度勾配を生じるが，型表面の昇温による熱膨張は下部の昇温温度の低い部分により拘束され，型表面に圧縮の応力が



(1)　ダイカスト機械の原理



(2)　熱加圧室型ダイカスト機械の概略



(3)　冷加圧室型ダイカスト機械の概略

図５　アルミダイカストの概要（提　信久）

作用する。

型表面に圧縮の塑性歪みを生じた場合，冷却時型表面には引張応力を生じる。このような応力，歪みの繰り返しにより，ヒートクラックが発生する。

L. NORTHCOTT[17] らは，この場合の表面温度－応力－歪みの関係を図６のように示している。

使用条件面からは，昇温時の型表面に作用する圧縮の熱応力の大小を左右する表面温度，冷却時の型面引張応力あるいは引張りの塑性歪みの大，小に関係する最低冷却温度，材質面では昇温時の熱応力による圧縮の塑性歪みの大小に関係する高温強度（耐力），冷却時の型表面引張応力

や引張りの塑性歪みの繰り返し作用に耐える延性的特性がヒートクラック寿命に関係する因子であることが示されている。実際の金型においては，熱応力発生の原因となる温度勾配を左右する熱伝導率，同じく熱応力値に関係する熱膨脹係数を考慮する必要がある。

以上は理論的考察の試みであるが，筆者は以下のようにアルミダイカスト型の寿命現象のミクロ的観察をもとに，アルミダイカスト型のヒートクラックに関する要因について検討した。

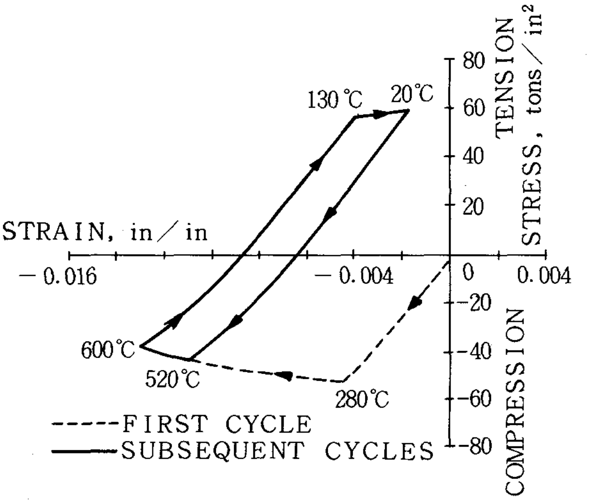


図6　型表面を200～600℃に繰り返し急熱急冷した場合の型表面での応力ー歪サイクル例（二軸応力系）（NORTHCOTT et al）

(1)　アルミダイカスト型におけるヒートクラックの形態

写真5および6にアルミダイカスト型におけるヒートクラックの典型的な形態の二例を示す。

形態(I)は，溶湯温度が620℃前後の一般のアルミダイカストの場合に生じるもので，ヒートクラックの開口は小さく，クラック先端が鋭いのが特徴である。

初期ヒートクラックは写真に示すように熱応力により肉眼では検出できない微細な等方的なネット状に形成され，これが昇温温度が相対的に高いゲート部の延長線上の湯流れ部において，熱応力の大きさとの関係でこの場合湯流れ方向に対し直角の方向に長く，深く進展して行く。

この場合，写真5にみられるように初期の進展は型材のファイバー組織に沿って縞状偏析間の相対的に強度の低い部分に生じている。

繰り返し応力の作用に対するヒートクラックの進展特性が型寿命を左右する重要な要因となる。

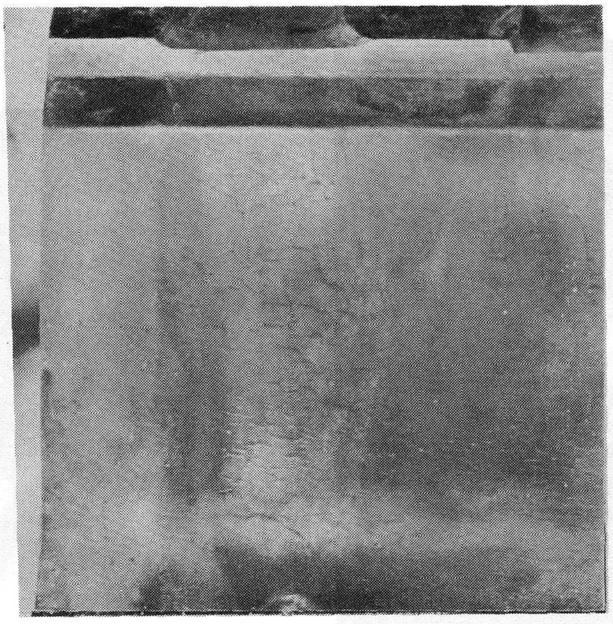
形態(II)はアルミ溶湯温度が高い（たとえば700℃）場合に生じやすく，熱塑性歪みによるクラックの開口がとくに大きく，逆にクラックの先端の角度は(I)の場合に対比して鈍角状を呈するのが特徴である。型エッジ部等昇温しやすく大きな熱応力を受ける型部分に生じやすい。ヒートクラックを生じた型面は高温への昇温により焼もどし効果を受け，軟化をともなっている場合が多い。クラックの開口による肌あれにより寿命に至るが，クラックの先端は相対的に鈍角化し，クラックの内部への進展は抑制される傾向にある。型寿命の向上には高温強度の改善が不可欠である。

(2)　ヒートクラックの発生，進展への関係要因と型材の材質因子

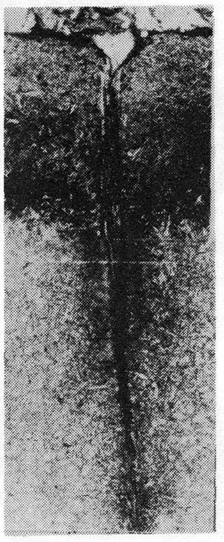
一般の(I)型ヒートクラックの場合について耐ヒートクラック性を左右する材質因子をまとめた結果を表4に示す。

ゲート（溶湯入口）

湯流れ方向



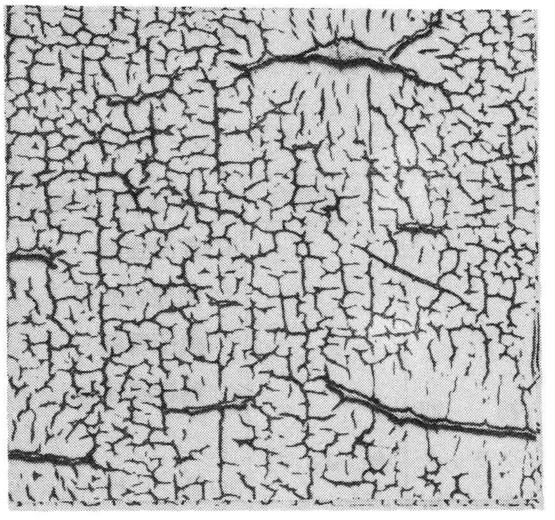
外　　観　×0.7



断面クラック形態　×100

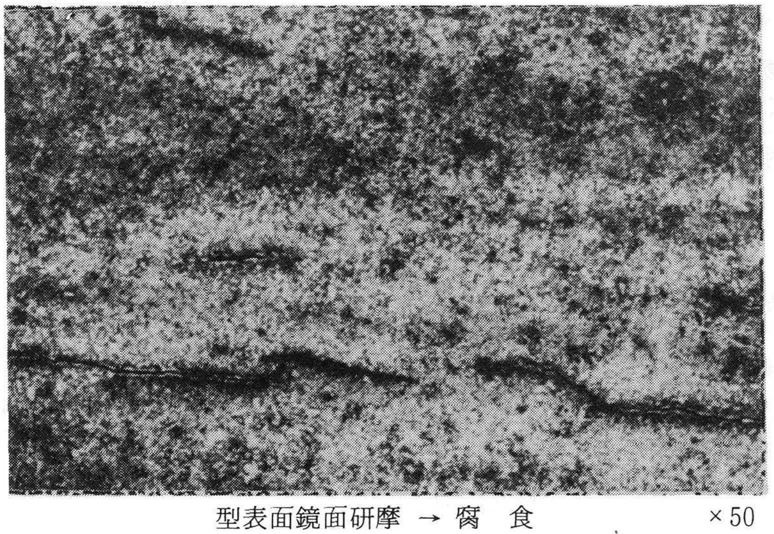
型表面拡大観察
湯流れ方向

軽　研　摩　×100



鏡　面　研　摩　×50

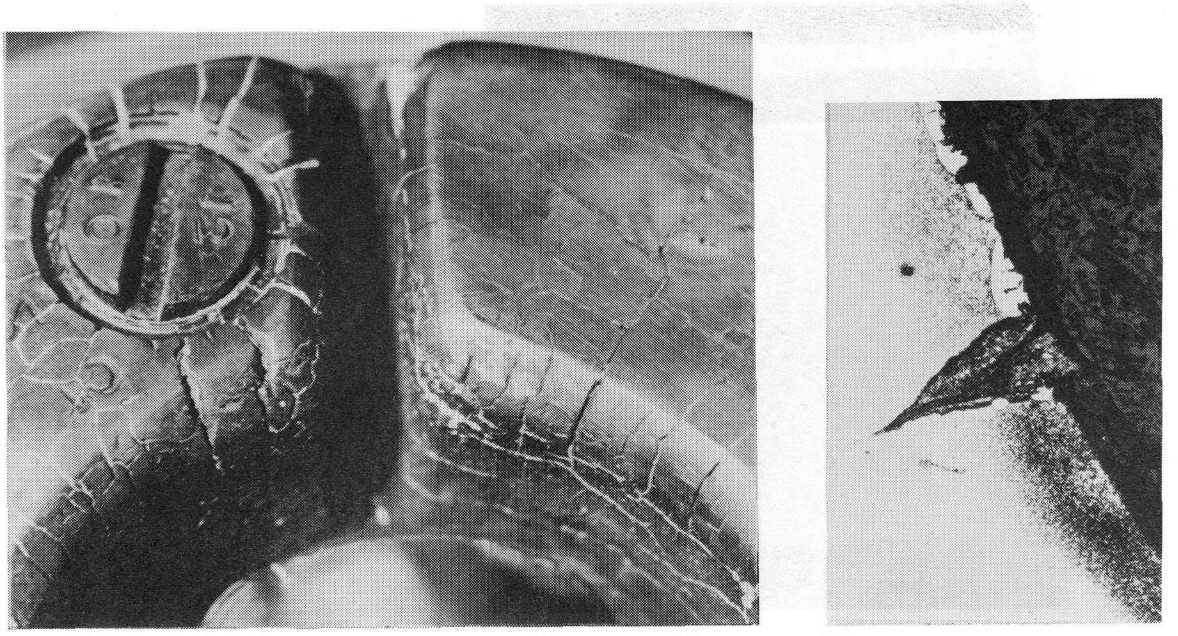
クラック進展初期の形態
（ミクロ組織との関係）



素材鍛伸方向

型表面鏡面研摩 → 腐　食　×50

写真5　アルミダイカスト型ヒートクラック形態例－(I)



外　観　×2　　断面クラック形態 ×100

写真6　アルミダイカスト型ヒートクラック形態例－(II)

表4　ヒートクラックの発生，進展への関係要因と要求特性

段　階	推進応力	関係型材要因	作用効果	型材要求特性
初期クラック発生	熱応力	(1)高温強度 (2)物理的性質 熱伝導率 熱膨脹係数	急熱急冷サイクルにおける塑性歪み量に影響	基本的考え方 (I)初期クラック発生までのshot 数増大 (II)発生クラックの進展の抑制 (1)高温強度 (2)延性，耐クラック進展性 (金型実体の組織，介在物品位が重要) (3)耐酸化，耐浸食性 (4)耐摩耗性
		(3)延　　性	切欠感受性に影響	
		表面肌特性※ (酸化，摩耗，くわれ状肌あれ)	切欠効果	
クラックの進展	熱応力＋機械的応力	(1)耐クラック進展性 (延　　性)	クラックの進展速度に影響	配慮すべき事項 (1)昇温温度 (2)金型面冷却の急冷度 (3)金型寸法，形状など
		(2)高温強度 (3)物理的性質	急熱急冷サイクルにおける塑性歪み量に影響	

※　金型仕上研摩条痕も同様の効果を与える。
その他表層部残留応力もヒートクラック特性に関与。

ヒートクラックの段階は初期クラックの発生段階とクラックの進展段階の二つに分けられる。初期クラックは熱応力を推進応力として微細に等方的に発生する。型材特性として重視すべきものは，まず熱応力に耐え,熱疲労クラックの発生を抑制するための高温強度，つぎに熱応力の大小に関係する熱伝導率，熱膨脹係数などの物理的性質，また冷却時の型面に作用する引張応力によるクラック発生を防止するための延性があげられる。

つぎに，問題となるクラックの進展段階においては熱応力のみでなく，クラック部へのアルミ溶湯の喰い込みや，クラック縁部へのアルミ溶湯の衝突，型締め型開き，製品押出にともなう諸応力などの機械的応力をも推進応力とするもので，型材特性としては，クラックの内部への進展段階においては，まず，耐疲労クラック進展特性，延性が支配的となり，ついで高温強度，物理的性質が関与すると考えられる。

型寿命向上のためには，

(a) 初期クラック発生までの shot 数を増大させること，

(b) 発生したクラックの進展速度を低く抑えること，

が重要と考えられる。

(b)については実体の横方向の靱性，延性を低下させる縞状偏析の低減のための素材製造条件の検討および靱，延性の水準を左右する熱処理組織の検討が必要と考えられ，疲労クラック進展特性，平面歪み破壊靱性値を含めた特性評価が必要と考えられる。

1.2.3 銅合金押出内筒（インナーライナー）

熱間押出加工の概要を図7に示す。[18]

押出加工においては一般にビレットと工具との接触時間は鍛造加工などの場合に対比して明らかに長い（たとえば60 secなど）。

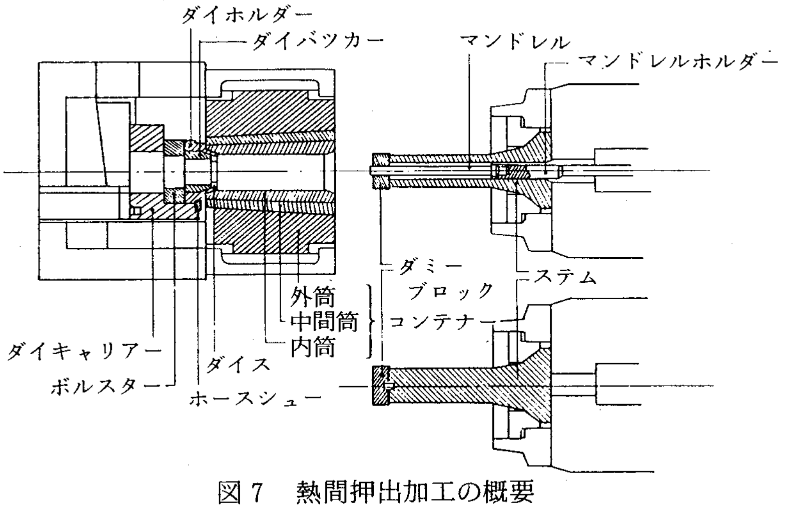


図7　熱間押出加工の概要

このためビレット温度が700～1,050℃（たとえば黄銅：700 ℃，Cu－Ni 合金：1,050 ℃など）で高い銅合金押出の場合，ダイス，インナーライナー（内筒）などの工具は作業時応力の作用を受けつつ被加工材からの熱伝達により，工具の焼もどし温度を越えた高温に昇温し，これによる軟化が漸次深層にまでおよんで行くものである。このような条件のもとで，インナーライナーのへたり，割れや抜けを抑制し，所期の工具寿命を維持するためには，工具の材質および熱処理条件，設備，使用条件の適切な組合せによる総合対策がとくに重要である。[19)]

従来とくに被加工材と直接接触する内筒（インナーライナー），ダイスのへたりによる短寿命が問題とされて来ている。

SKD 8 よりなる内筒（インナーライナー）の代表的損耗形態の外観例を写真 7 に示す。ダイス側端面より 60 ～ 180 mm の部分にくぼみを生じ，正常な作業の続行が不可能となったもので，これが代表的な寿命現象である。

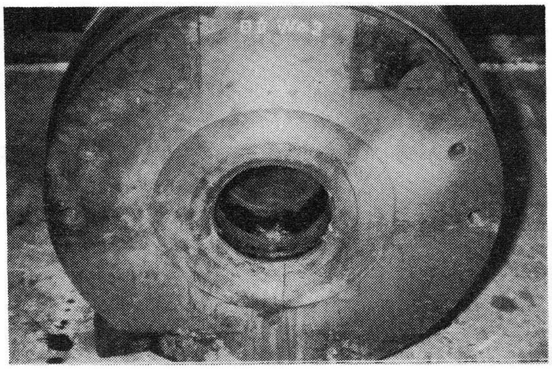
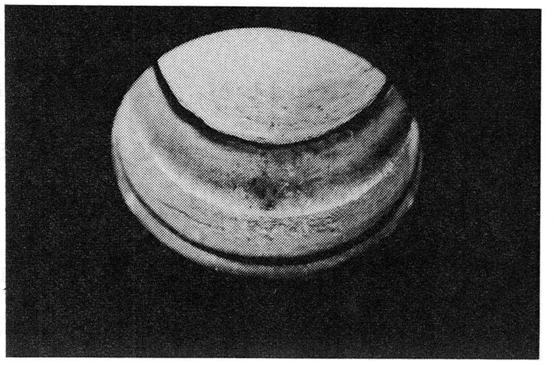
これよりさらにダイに近い内径位置では被加工材の肉流れの生じない一種のデッドゾーンが形成され，デッドゾーンとの境界位置にくぼみを生じるもので，これは押出時の肉流れと，これにともなう応力状態との関係によるものと思われる。くぼみ部の縦断面のミクロ組織の観察結果にみられるように素材のファイバー模様はくぼみ面に沿って流れていることが観測される点より，くぼみは摩擦やかじりなどではなく，塑性流動（へたり）により生じたものと推察される。

写真 7 にくぼみ部表面および，使用時の昇温温度の低いステム側（ダイス反対側）外周部の炭化物分布の状況の抽出レプリカ法による電顕像を示しているが，くぼみ表面部では炭化物の凝集が大きくすすんでおり，正常部との対比にみられるように強化を形成する微細析出炭化物の分布はみられない。

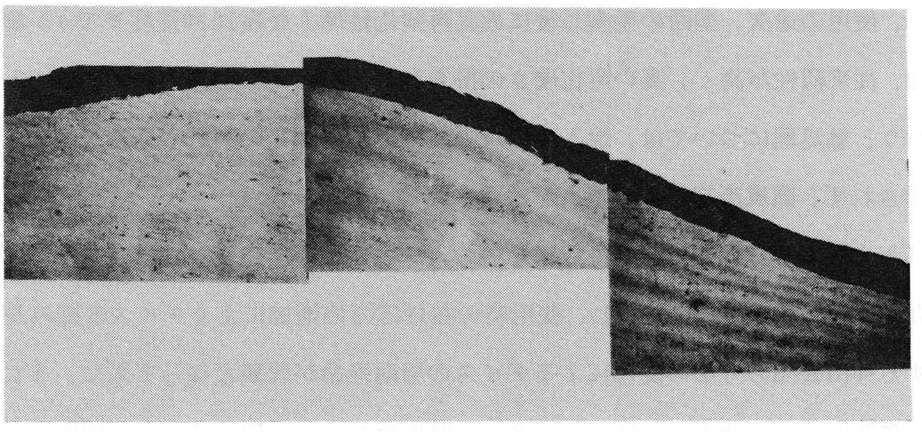
硬さはダイス側表層部においては焼なまし硬さの水準（HRC 18.5）まで低下している。この硬さ低下は漸次外周面付近にまでもおよんで行くのが普通である。

一方，ダイス側に対し反対側の端面に近い位置では，ビレットとの接触時間は短いため硬さの減少は少ない。

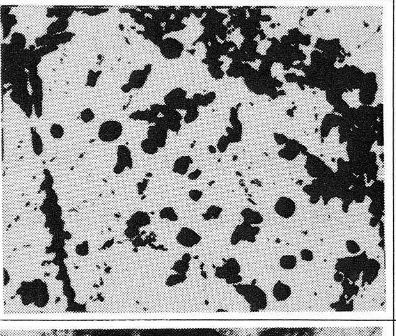
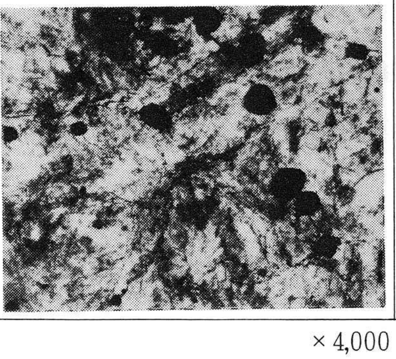
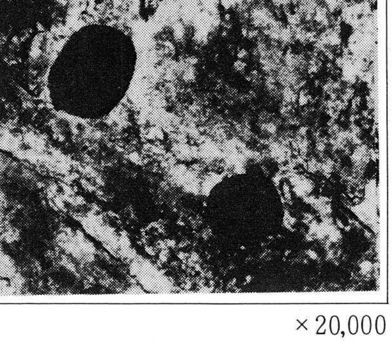
上記損耗形態より材質面からのへたり寿命改善のためには高温に昇温保持され，漸次組織変化（強度低下）をともなう条件下での変形に対する抵抗性 ── クリープ強度が重要と判断される。

くぼみ状損耗の外観状況　×0.2



くぼみ部縦断面ミクロ組織　×15

ダイ寄り内径表層部（軟化部）HRC 18.5		
ダイ反対側外周部 HRC47		
	×4,000	×20,000

炭化物分布の状況（抽出レプリカ電顕像）

写真７　銅合金押出内筒（SKD８）くぼみ状損耗とミクロ組織形態（外径 310㎜，内径 220㎜）

1.2.4　アルミ押出ダイス

アルミ押出の場合のダイスにかかる負荷条件の特徴としては被加工材の温度は480℃前後で低く，熱的負荷は小さいが，主な対象製品が鋭い角部を有する建築用サッシなど形状的に孔型隅角部が鋭い形状になって居り，応力集中をまねきやすいものが多いことにある。したがって，従来のダイスの性能上の主な問題点としては，ダイス孔型隅角部からの割れ，ベアリング面（押出加工面）への被加工材の焼付，ベアリング面の摩耗，肌あれなどである。

ダイスの損耗の主な形態例を写真8に示した。

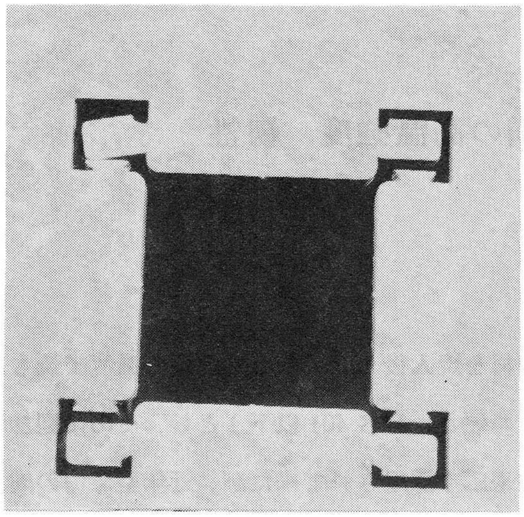
上記焼付，摩耗，肌あれを抑制するためダイスには窒化処理（たとえば塩浴窒化570℃×4h）が施され，使用の途次，型面の手直し後に適宜再窒化処理（最高10回程度まで）が施される。本用途には，従来靱性が高く，高い窒化硬さの得られる5Cr系のSKD61，SKD62などが使用されており，熱処理については，焼入冷却時の孔型隅角部からの割れや歪みを防止するため油焼入は採用されず，衝風冷却による焼入が採用されている。

このアルミ押出の分野においても近年寸法の大きい建材押出の増加によりダイスの大型化（たとえば直径200㎜→350㎜など）し，使用時の曲げ応力の増加によりダイスの撓みを生じ，これに起因する押出製品の寸法の変化によるダイスの早期寿命が問題となって来た。またステレオパネルなど複雑形状品の押出しが増加し，ダイス薄肉部からの折損や曲がりが問題となって来た。

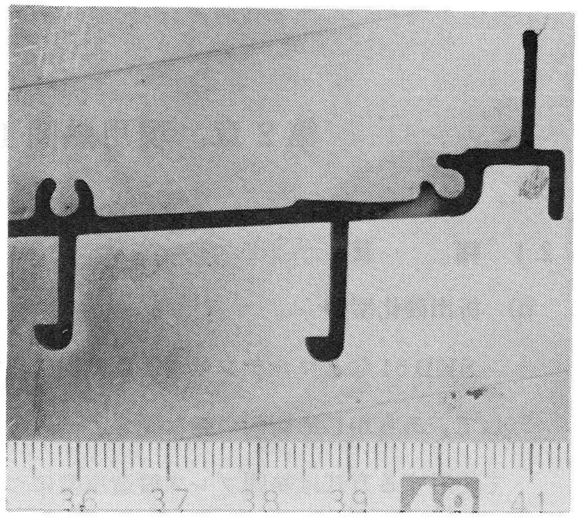
これらは上記使用途次，ダイスに施される塩浴窒化処理の繰り返しによるダイスの軟化（たとえば当初HRC 50のものが，タフトライド処理10回の繰り返しによりHRC 42に硬さ低下）により加速される傾向がみとめられている。

したがって，アルミ押出用ダイス材料としても従来のSKD61，SKD 62などに対し，常温～高温の強度，焼もどし軟化抵抗が大きく，かつ窒化表面からのクラックの発生，進展に対する抵抗性は同等の型材が必要となって来た。

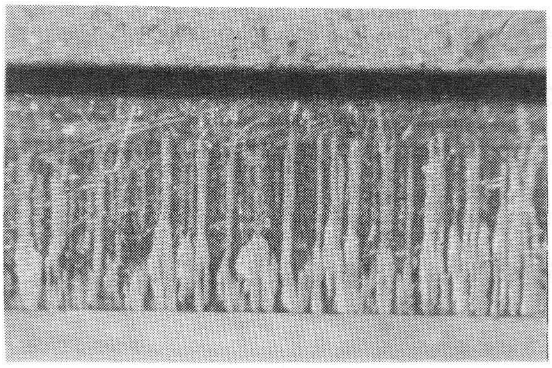
以上に示した熱間金型の損耗のミクロ組織的形態および顧客要求を踏まえ，代表的現用熱間工具鋼について特性を形成するミクロ組織的要因の解明と，これにもとずく新材質の開発へと進めた。



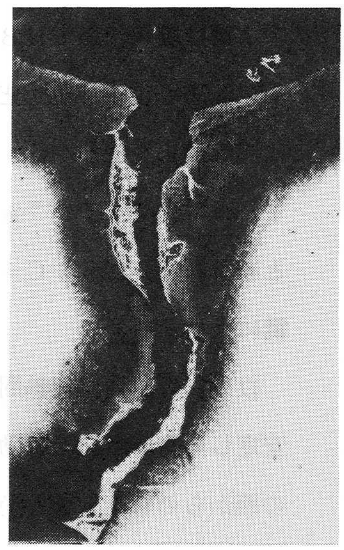
孔型部変形　×1



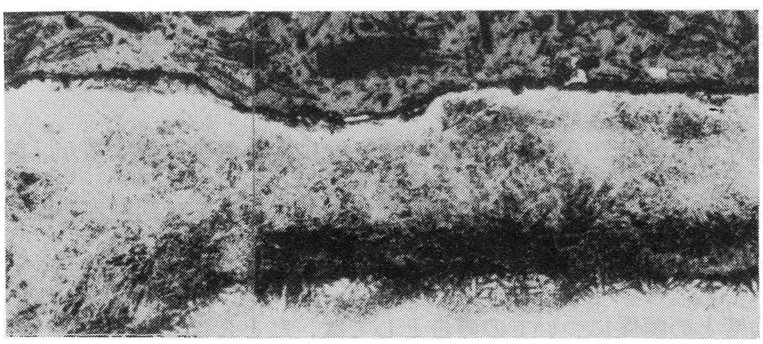
隅角部クラック



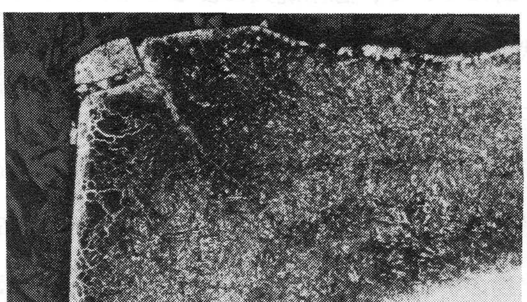
ベアリング面摩耗　×10



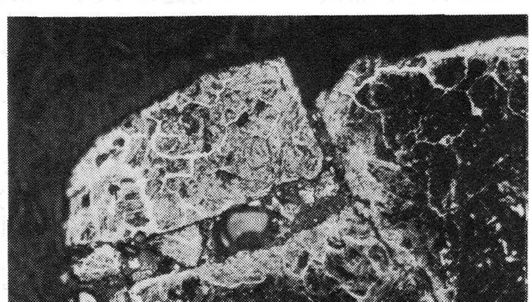
隅角部クラック部　×50
ミクロ組織



ベアリング面摩耗部ミクロ組織　×100



×100



×400

ベアリング縁部剥離

写真8　アルミ押出ダイスの損耗形態例

第2章　現用熱間工具鋼の高温強度，靱性

2.1　緒　　言

(1)　析出硬化型鋼

SKD 61などマルテンサイト系熱間工具鋼の型材を焼入後600～650℃前後の温度で焼もどしして，あらかじめ切削可能な硬さ（一般にブリネル硬さ，HB 401以下）とし，その後型加工して使用する方式は熱間プレス鍛造用型について従来広く採用されて来たが，近年型寿命の向上を目的として低C析出硬化型熱間工具鋼の適用がすすんで来た。

本鋼は焼入状態でHB 401程度以下の硬さの低Cのベイナイト組織とし，析出硬化開始温度以下の400℃付近で焼もどし後型加工を行ない，使用時の型表面部の高温への昇温を利用して型面に析出硬化を生じさせ，型寿命の向上をはかるものである。低C析出硬化型熱間工具鋼の開発は1953年当時すでに"Alpha-Molybdenum Iron"として高温硬さ，耐ヒートチェック性をみとめられていた0.2C－3Mo鋼にNiを添加し，焼入性，靱性を改善した0.2C－3Ni－3Mo鋼にはじまる。[20)21)]

以来，析出硬化型熱間工具鋼としてはもっぱら本鋼が使用され，型製作納期の短縮とあわせて安定した型寿命向上の効果をもたらして来たが，近年より高い耐摩耗寿命への要求が高まり，この面からの特性改善が急務となって来た。

熱間鍛造用金型は表面部の損耗あるいはクラックの内部への進展により寿命に達するが，前者の表面部損耗に対しては高温強度が，後者のクラックの内部への進展に対しては靱性が重要であり，課題である耐摩耗寿命改善には高温強度の改善がとくに重要である。

従来ベイナイト組織と高温強度との関係についての報告としては，たとえばBUCHIら[22)]のものがあり，蒸気タービン用途の1Cr－Mo－V鋼について，急冷焼入によるマルテンサイト組織の場合よりも焼入冷却速度を制御して得た塊状（granular or massive）[23)]の上部ベイナイト組織の場合の方がクリープ強度がすぐれていると報告しており，また同種の報告がある。[24)～26)]

一方，ベイナイト組織の生成あるいはベイナイト組織の形態と靱性との関係については構造用合金鋼について研究例があり，組織の分類，[27)]衝撃試験における遷移温度による評価，へき開破壊における破面単位に対応する有効結晶粒径，[28)]炭化物の析出分布形態，[29～31)]さらに基地の本質的な延性[32)]など関係因子の整理が行なわれており，高温域で生成した上部ベイナイト組織に対するマルテンサイト組織，低温域で生成したベイナイト組織の優位性が示されている。[27)29)32)]

また，マルテンサイト系熱間工具鋼について焼入冷却速度の低下により，炭化物の粒界析出や

ベイナイト組織生成をまねき，これが焼もどし後の靱性の低下をまねくとの指摘がなされている。[33)34)]

一方ベイナイト組織を基本とする析出硬化型熱間工具鋼については，各種特性の解明はかなり行なわれてはいるが，ベイナイト組織と高温強度，靱性との関係についての基礎的な解明は十分ではなく，この点の解明が今後の耐摩耗寿命の改善を検討するための重要な課題と考えられる。

なお，析出硬化型鋼の場合焼もどし温度は400℃以下で低く，焼入時の残留応力が焼もどし時十分解放されないため金型の焼入には残留応力値を極力低くおさえるため，急冷焼入は採用されない。

上記の点より本研究ではまず0.2C－3Ni－3Mo鋼について，

(a) ベイナイト組織と析出硬化特性，高温引張強さ，高温クリープ破断強度など高温特性との関係を，とくに急冷によって得たマルテンサイト組織の場合と対比しつつ，炭化物の析出および凝集挙動の観察をもとに検討した。

一方，

(b) 靱性の評価に関し，熱間鍛造用金型の割れは，(I)初期クラックの発生，(II)繰り返し応力下でのクラックの進展，(III)クラックがある限界深さに達した段階での大割れ，の3段階に分けられることを先記したが，本研究では靱性として上記(II)，(III)の段階の特性を対象とし，(II)については疲労クラック進展特性，(III)については平面歪み破壊靱性値による評価を行ない，また衝撃遷移特性，引張試験における延性による評価を併用し，ベイナイト組織と靱性との関係を，とくに急冷によって得たマルテンサイト組織の場合と対比しつつ検討した。

さらに，この結果にもとずき開発を行なった耐摩耗寿命改善材について，特性とミクロ組織要因との関係の詳細な吟味を行なった。

(2) マルテンサイト系鋼

現用熱間工具鋼は既述の析出硬化型鋼を除き，大部分はマルテンサイト系鋼に分類される。このうち，もっとも多く使用されているのは空気焼入性を備え，高温強度，靱性をバランスよく兼備した0.4C－5Cr－Mo(W)－V系鋼SKD6，61，62などで，その用途は熱間鍛造，アルミダイカスト，アルミ押出，銅合金押出などあらゆる分野にわたっている。これら5Cr系鋼を基本とし，よりすぐれた高温強度を要求される用途には油焼入鋼である0.35C－3Cr－3Mo－0.5V鋼SKD7，0.4C－4.4Cr－4.2W－2V－4.2Co鋼SKD8が，また逆に，よりすぐれた靱性を要求される用途には同じく油焼入鋼，0.55C－1.7Ni－1.2Cr－0.35Mo－0.15V鋼SKT4クラスが適用され，用途別適材体系を構成している。

これに対し，近年の成形加工技術の進歩，各種合理化を目的とした成形条件の変化は熱間工具に対し，より多様な新しい要求を提起し，新たな開発が必要となって来たことは1.1に記した。

一般にマルテンサイト系鋼であっても，それぞれの大きさを持った工具を焼入する場合，冷却速度と焼入性との関係においてベイナイト組織の生成をまねき，これが靱性，高温強度に影響を与えることが報告されている。

したがって熱間工具鋼の特性の評価を行なう場合，このようなミクロ組織挙動の把握をもとにした検討が重要であるが，従来このような検討は十分にはなされていない。

上記観点から，まず現用の代表鋼であるSKD61，SKD7およびSKD8，さらにSKT4について，その高温強度，靱性を構成するミクロ組織因子を解明するための研究を行なった。

2.2　3Ni－3Mo析出硬化型鋼[35)]

2.2.1　試料および実験方法

試料は0.2C－3Ni－3Mo鋼（以下3Ni－3Mo鋼）で，化学組成を表5に示す。素材断面寸法は300㎜×300㎜で，弧光式電気炉で溶製し，鍛錬成形比6以上に熱間成形し，850℃で焼なまし処理した。

各試験片は中心と隅角との中間位置から鍛伸方向に平行に採取して実験に供した。

表5　試料の化学組成（wt％）

C	Si	Mn	Ni	Mo
0.21	0.32	0.71	3.15	3.24

(1)　焼入冷却速度によるミクロ組織挙動の観察

1,000℃で30 minオーステナイト化後，種々の冷却速度で焼入した場合のベイナイト変態の挙動をミクロ組織，硬さ測定（ロックウェルCスケール，HRC）により調べた。

つぎに，半冷時間[36)]（以下半冷）60 minの冷却により生成した上部ベイナイト組織（以下上部ベイナイト）および油冷により生成したマルテンサイト組織（以下マルテンサイト）の各試料を400℃から700℃までの各種温度で焼もどした場合の炭化物の析出，凝集挙動を抽出レプリカ電顕観察，X線回折，電子線回折により調べた。また，焼入組織における残留炭化物の量，平均粒径を映像分析計により測定した。焼入焼もどしにおける残留オーステナイト量の変化をX線法により測定した。各試験における試験片の寸法は12㎜×12㎜×6㎜である。

(2)　機械的性質の測定

焼入冷却速度と焼もどし（400℃，575℃）後の平面歪み破壊靱性値（以下破壊靱性値）K_{IC}の挙動を測定した。また，半冷60 minの冷却により生成した上部ベイナイトおよび油冷により生成したマルテンサイトの場合につき，

(a)　700℃までの各種温度で焼もどした場合の引張性質，シャルピー衝撃値，

400℃焼もどし後

(b) 700℃までの各種温度で試験した場合の引張性質，シャルピー衝撃値，

(c) 疲労クラック進展特性（切り欠き疲労クラック進展性試験，小野式回転曲げ疲労試験），

(d) 衝撃遷移特性，

(e) 高温クリープ破断強度（700℃，15㎏/㎜²）を求めた。

(3) 試験方法と試験片の形状，寸法

(a) 破壊靱性試験：ASTM E399 Compact tension 試験片（W＝30.0㎜，一部51.0㎜）を用いた。

(b) 引張試験：常温，高温とも平行部径6.35㎜の試験片を用い，破断までの全伸び算出は標点距離25.4㎜によった。また，加工硬化性大，小の目安として最大荷重に達するまでの伸び（均一伸び）[37]を測定した。この場合の標点距離は30.0㎜である。

(c) 切り欠き疲労クラック進展性試験：破壊靱性試験片と同種の試験片（W＝30.0㎜）を用い，同様に予備疲労クラックを入れたのち550㎏⇄20㎏，5 cycles/sec の繰り返し引張荷重を与え，繰り返し回数に対するクラックの深さを測定した。

(d) 衝撃遷移特性試験：2㎜深さVノッチシャルピー試験片を用い20～300℃ で試験を行ない，破面ならびにエネルギー遷移挙動を調べた。

(e) 高温クリープ破断試験：平行部径10.0㎜，標点距離50.0㎜とし，昇温時間1.5 h，均熱1.0 h後負荷する方式とした。

2.2.2 実験結果

(1) 焼入冷却速度によるベイナイト組織形態の変化

オーステナイト化温度1,000℃から半冷10～60 min で連続冷却した場合のベイナイト変態線図を求めた結果を図8に示す。

また，1,000℃から油冷および半冷10～60 minで焼入冷却した場合の組織の光学顕微鏡像を写真9に，二段レプリカ電顕像を写真10に示す。

油冷ではラス状マルテンサイトに少量の下部ベイナイトが混在する組織を示すが，半冷10 minではマルテンサイトの場合よりも長いラスを持ったベイニティックフェライト型のラス状上部ベイナイト（B－Ⅰ型）[27]を約30％生成し，半冷20 min では上部ベイナイト量は70％を越えるとともに，ラス幅を増大する。半冷30 min では試料全面にわたって幅の広い塊状上部ベイナイト[22)23)]となり，粒内，粒界に片状の残留オーステナイトないしこれの低温での変態生成物の分布量が増加する。透過電顕観察より，マルテンサイトのラス幅0.25μmに対し，上部ベイナイトの粒幅

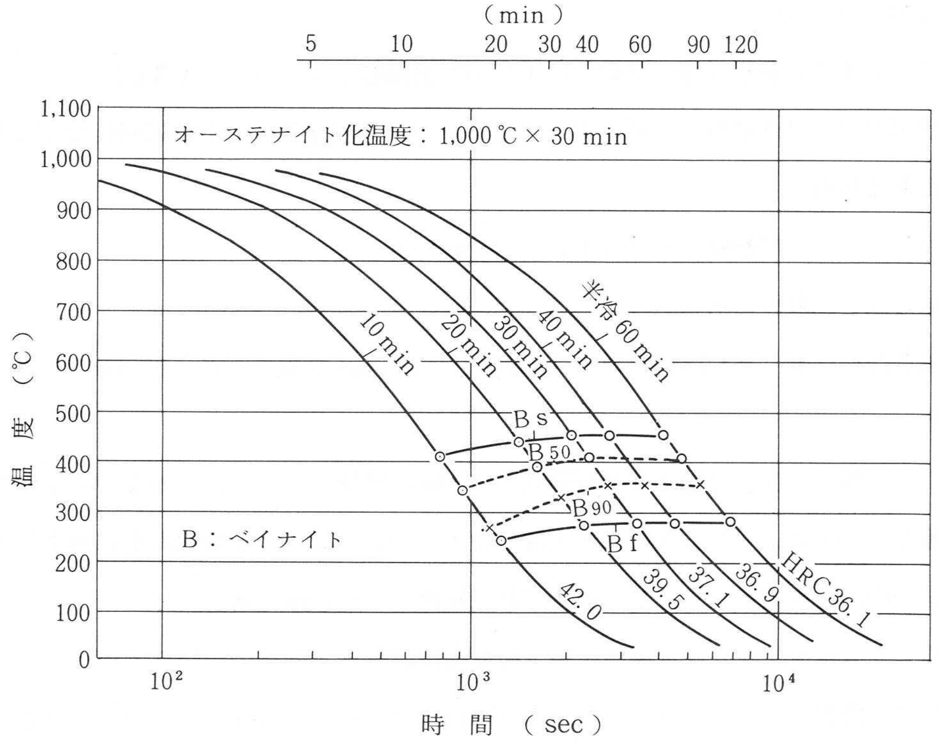


図8　連続冷却ベイナイト変態線図
（3Ni－3Mo 鋼）

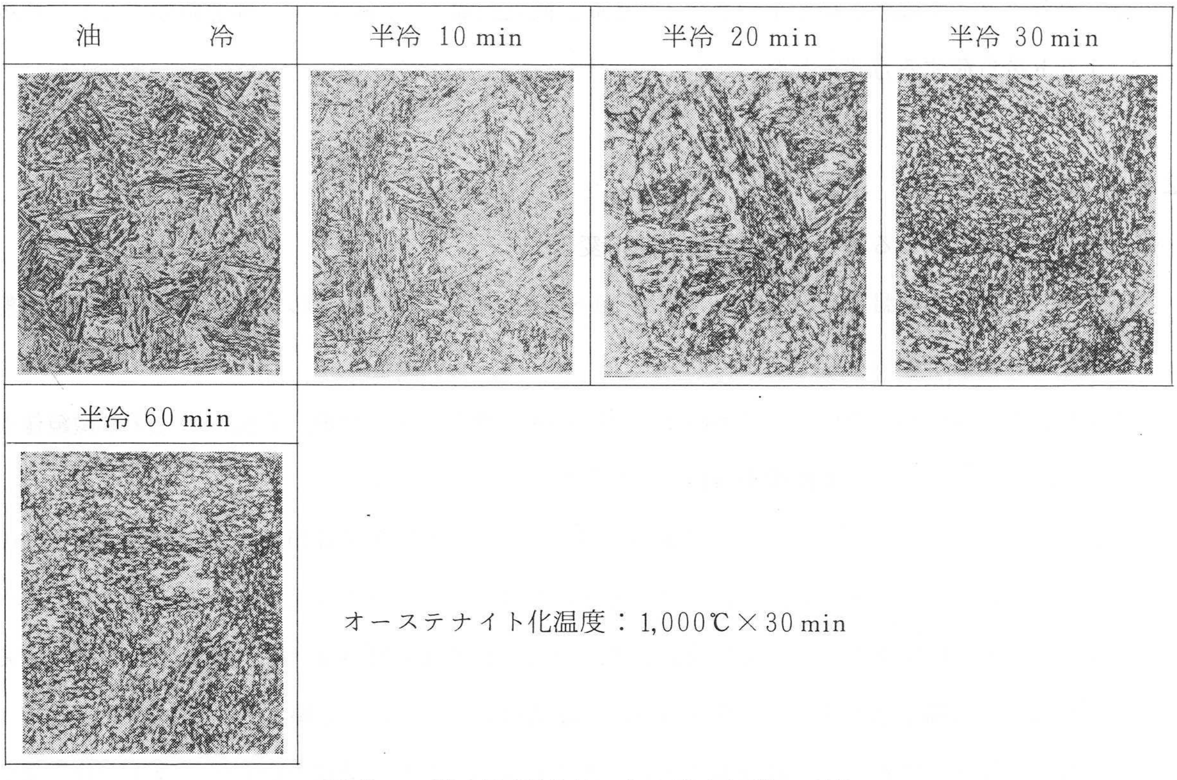


写真9　焼入冷却速度による焼入組織の変化
（3Ni－3Mo 鋼，光学顕微鏡像）　×400

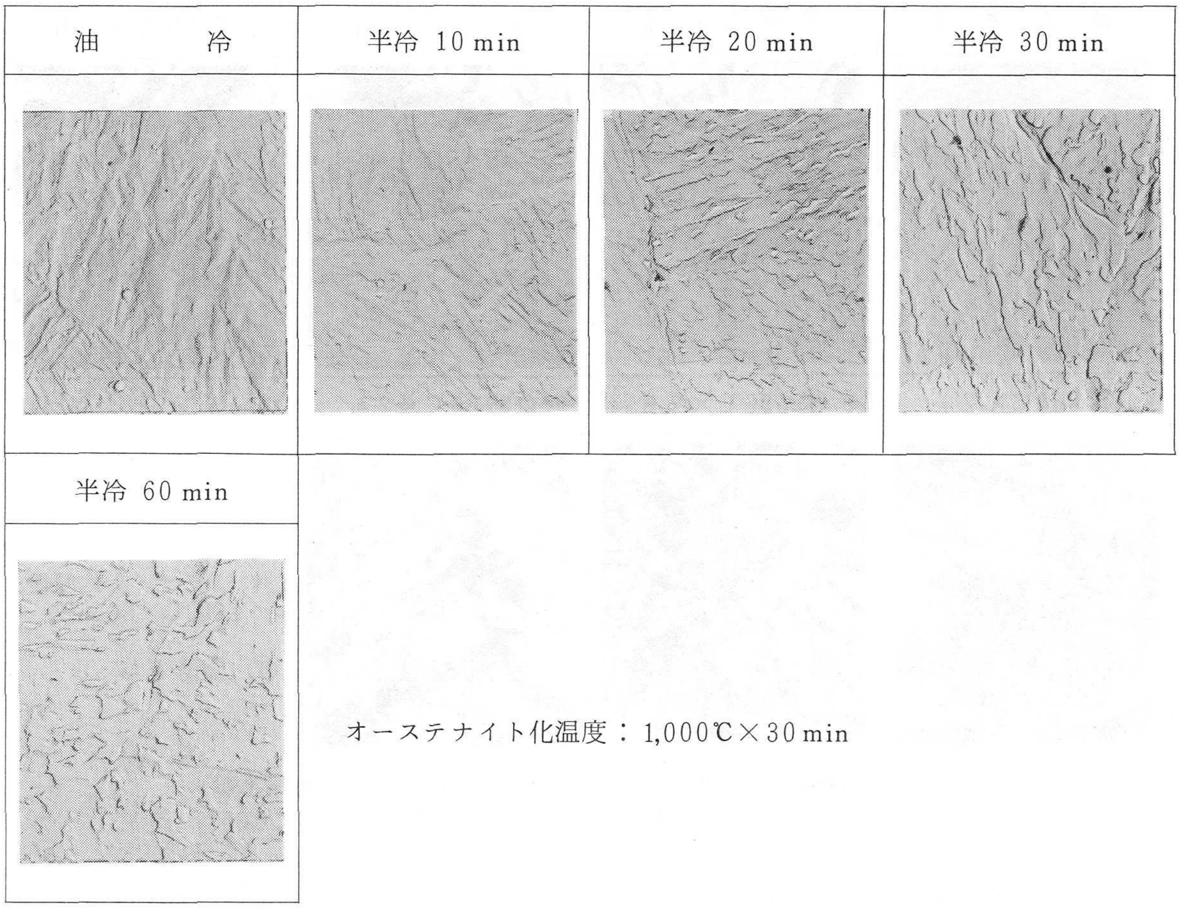


写真10　焼入冷却速度による焼入組織の変化
（3Ni−3Mo鋼，二段レプリカ電顕像）　×4,000

は半冷 10 min：0.5 μm，半冷 30 min：0.9 μm，半冷 60 min：1.0 μmである。

残留オーステナイト量は油冷：1.5 %，半冷 30 min：14.0 %，半冷 60 min：16.0 % である。オーステナイト結晶粒度はJIS №.6.5，残留炭化物の面積率は0.93 %，平均粒径は0.31 μmである。

油冷により生成したマルテンサイトの場合のほぼ平行にならんだラスの束の大きさに対し，上部ベイナイトの場合の同一方向にならんだベイナイト粒の束の大きさは明らかに大きい。

へき開破壊の破面単位に対応する有効結晶粒径は上記束バンドル（Bundle）に相当またはこれに含まれるコバリアントパケット（Co-variant packet）の大きさに対応するとされており[28]，上部ベイナイトの場合の方が有効結晶粒径に対応する組織単位が大きいと判断される。

(2) 焼もどしにおける炭化物の析出および凝集挙動

半冷 60 minの冷却により生成した上部ベイナイトおよび油冷により生成したマルテンサイトの各試料について，400℃と700℃との間の種々の温度で2 h焼もどした場合の抽出レプリカ法による析出炭化物の状況および凝集形態の電顕組織を写真11, 12に，また，炭化物のX線および電子線回折による構造同定の結果を表6に示す。

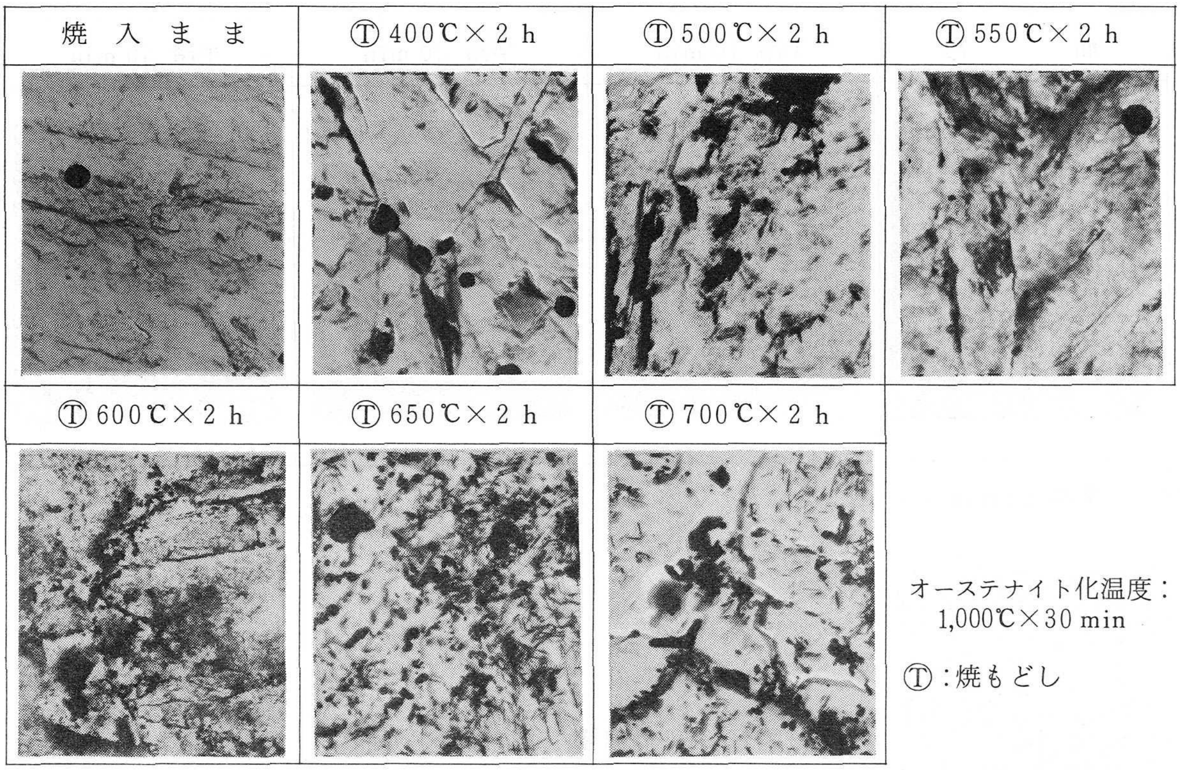


写真 11　油焼入後の焼もどしにおける炭化物の析出，凝集挙動
（3Ni－3Mo 鋼，抽出レプリカ電顕像）　×20,000

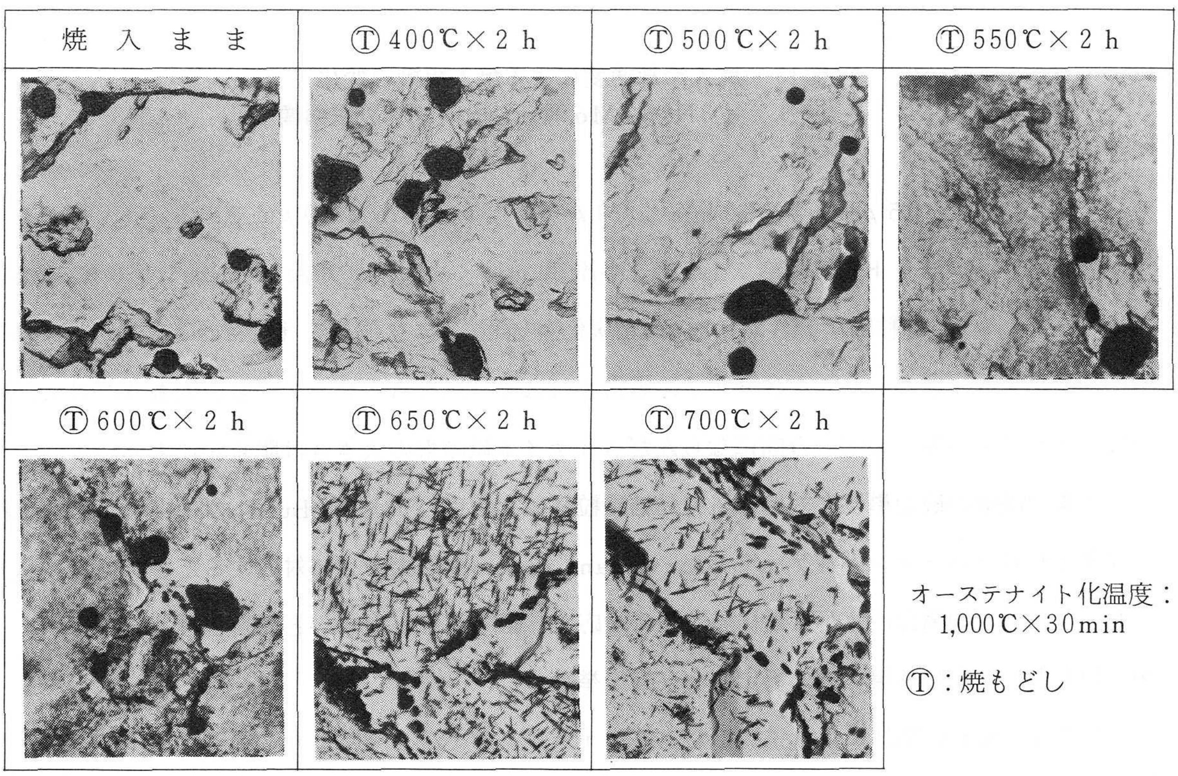


写真 12　半冷 60 min 焼入後の焼もどしにおける炭化物の析出，凝集挙動
（3Ni－3Mo 鋼，抽出レプリカ電顕像）　×20,000

表 6　X線および電子線回折による炭化物同定結果

(3Ni－3Mo 鋼)　　　　オーステナイト化温度：1,000 ℃× 30 min

		焼入まま	焼もどし温度（℃）× 2 h					
			400	500	550	600	650	700
油冷	X 線 (CoK α)	M_6C(28)	M_6C(30)	M_6C(31)	M_6C(38)	M_6C(69)	M_6C(133) M_2C(22)	M_6C(179) M_2C(21)
油冷	電子線	—	—	(密集棒状) M_3C	(密集棒状) M_3C (針 状) M_2C	(密集棒状) M_3C (針 状) M_2C	(針 状) M_2C	(針 状) M_2C
半冷 60 min	X 線 (CoK α)	M_6C(27)	M_6C(28)	M_6C(28)	M_6C(29)	M_6C(35)	M_6C(112) M_2C(33)	M_6C(132) M_2C(31)
半冷 60 min	電子線	—	—	—	(雲 状) M_2C	(雲 状) M_2C	(針 状) M_2C	(針 状) M_2C

( )内の数字はチャート上の回折図形の高さ (目盛) を示す。

M_6C：(422) 面，M_2C：(100) 面

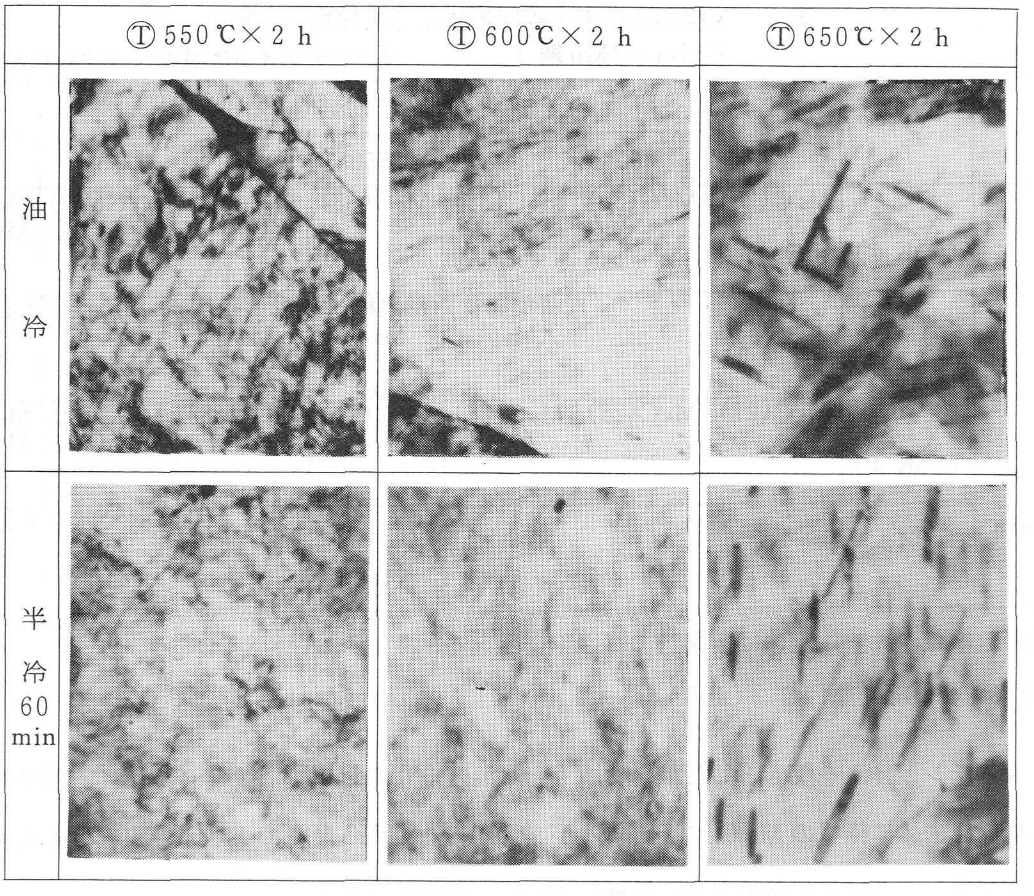
マルテンサイトを焼もどした場合，焼もどし温度 500℃以下で旧オーステナイト粒界およびラス境界を主体に棒状の M_3C が析出するが，500℃を越える温度で M_2C の生成とともにほとんどが消失し，550℃で基地中への微細な M_2C の析出がすすむ。

600℃では旧オーステナイト粒界および密に分布するラス境界を主体に M_6C の析出がみられるが，全体として析出炭化物の分布密度は高く保たれている。650℃では炭化物の凝集が明らかに進み，旧オーステナイト粒界，マルテンサイトラス境界を主体に小粒状の M_6C が生成し，針状の M_2C の成長と分布密度の減少がみられる。

一方，上部ベイナイト焼もどしの場合，焼もどし温度 500℃以下での M_3C の析出はほとんど生ぜず，550，600℃で微細な M_2C の析出がすすみ，600℃での M_2C の分布密度はマルテンサイトの場合よりも高い。650℃ではやや針状の M_2C の成長がみられるが，マルテンサイトの場合よりも M_2C の分布密度は高い。

なお，焼もどし温度 600，650℃での旧オーステナイト粒界への M_6C の優先析出の傾向はマルテンサイトの場合よりやや大きい。

一方，透過電顕による観察では，焼入状態ではマルテンサイト，上部ベイナイトの場合とも高い転位密度を有している。写真 13 に 550～650 ℃ 焼もどしの場合の透過電顕像 (×100,000) を示す。マルテンサイトの場合，焼もどし温度 500 ℃より転位上への微細な炭化物の析出がみとめられ，550℃で増加し，600℃で針状の形態が明確となり，650℃では転位外への針状の大きな発達と分布密度の大幅な減少がみられる。



オーステナイト化温度：1,000℃×30 min
Ⓣ：焼もどし

写真13　油冷および半冷60 min焼入後の焼もどしにおける炭化物析出挙動の透過電顕による観察像（3Ni－3Mo鋼）　×100,000

一方，上部ベイナイトの場合，焼もどし温度600℃では微細炭化物の成長はマルテンサイトの場合より少なく，650℃では針状の発達がみとめられるが，マルテンサイトの場合より分布密度はやや高い。

(3) 焼もどし温度による残留オーステナイト量の変化

半冷60 min の冷却により生成した上部ベイナイトおよび油冷により生成したマルテンサイト試料について400℃と600℃との間の種々の温度で2 h焼もどした場合の残留オーステナイト量の変化を図9に示す。

残留オーステナイトは500～550℃の焼もどしで大半は分解するが，上部ベイナイトにともなう残留オーステナイトは一部600℃焼もどし後でも残存している。

(4) 焼入冷却速度による破壊靱性値K_{IC}の変化

油冷および半冷30と60 minで焼入冷却ののち，標準の400℃および析出硬化状態の575℃にて2 h焼もどした試料についてK_{IC}を測定した結果を図10に示す。

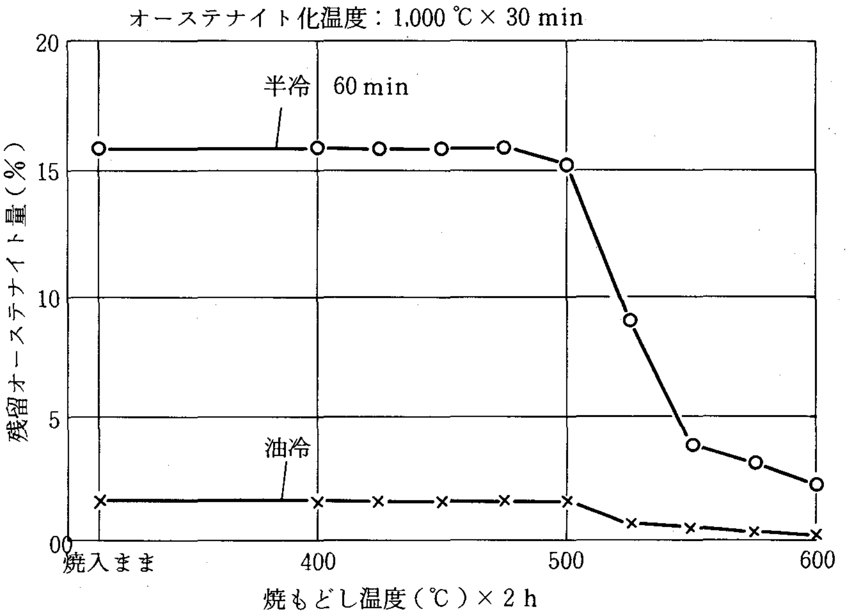


図 9　残留オーステナイト量におよぼす焼もどし温度の影響
（3Ni－3Mo 鋼）

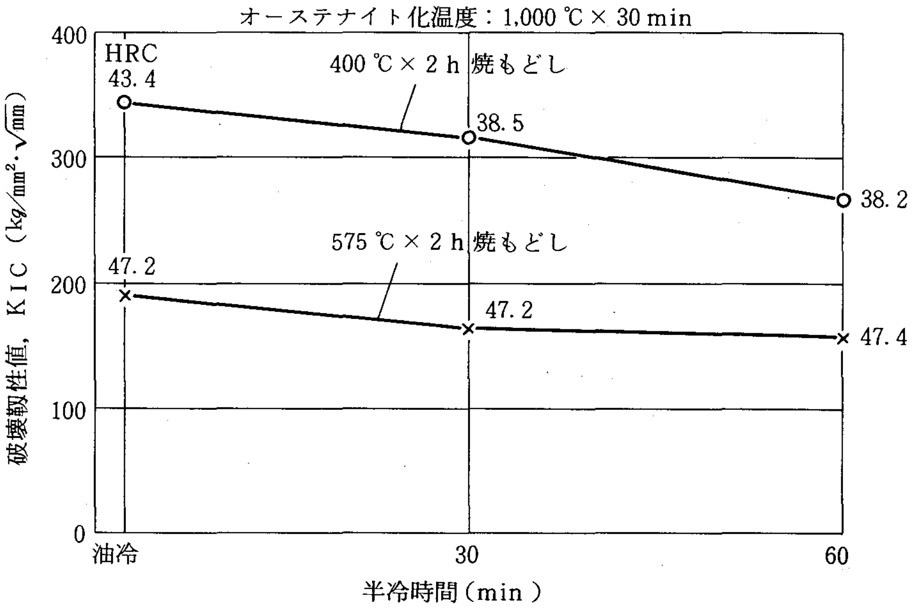


図 10　破壊靱性値 K_{IC} におよぼす焼入冷却速度の影響
（3Ni－3Mo 鋼）

400℃焼もどしでは K_{IC} は油冷によるマルテンサイトの場合がもっとも高く，342 kg/mm²·√mm の高値を示し，半冷 30 min では減少は僅かであり，半冷 60 min でも 265 kg/mm²·√mm で高い水準を保つ。

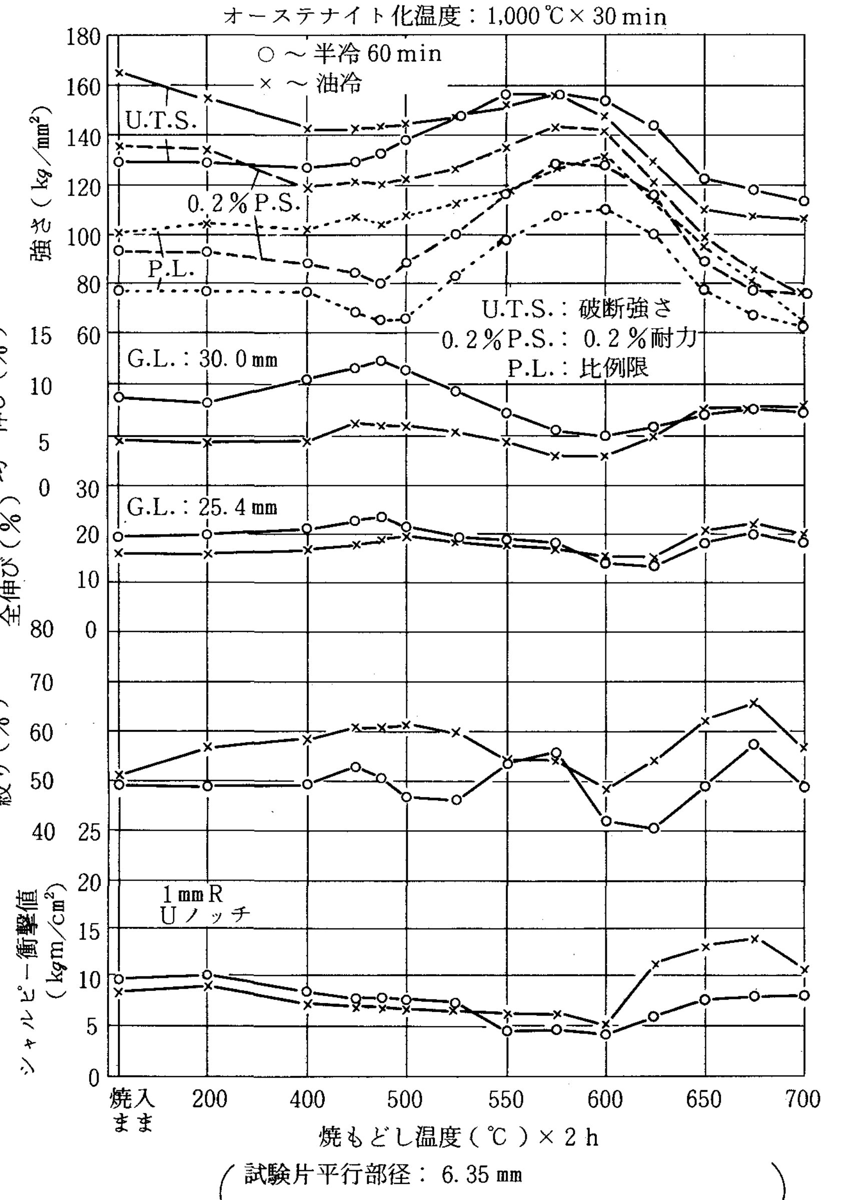
析出硬化状態の 575℃焼もどしでも油冷：189 kg/mm²·√mm（HRC 47.2），半冷 60 min：156

kg/mm²・√mm（HRC 47.4）で極端な低値は示さない。

(5) 焼もどし温度による引張性質，シャルピー衝撃値の変化

半冷 60 min の冷却により生成した上部ベイナイトおよび油冷により生成したマルテンサイトの各試料について，200℃と700℃の間の種々の温度で各2 h焼もどした場合の引張性質，シャルピー衝撃値の変化を図11に示す。

引張強さは標準の400℃焼もどしではマルテンサイト：142 kg/mm²，上部ベイナイト128 kg/mm²で上部ベイナイトの場合の引張強さの水準が低い。引張強さは焼もどし温度500℃以下では上部



（試験片平行部径：6.35 mm
歪み速度：2.0 mm/min（クロスヘッド））

図11　引張性質およびシャルピー衝撃値におよぼす焼もどし温度の影響
（3Ni－3Mo鋼）

ベイナイトの場合の方が低く，525～575℃でマルテンサイトの場合と同等となり，575℃で両組織の場合とも最高値を示し，600℃以上では上部ベイナイトの場合の方が高い。両組織の場合とも比例限は焼もどし温度600℃で，0.2％耐力は575℃で最高値を示すが，その値は上部ベイナイトの場合の方が低い。

均一伸びは焼もどし温度625℃以下で上部ベイナイトの場合の方が大きいが，とくに500℃以下でその差が大きい。

全伸びは500℃以下で上部ベイナイトの場合の方が大きい。シャルピー衝撃値は焼もどし温度200℃から575℃にかけて漸減し，マルテンサイトの場合，さらに600℃にかけて漸減するが，上部ベイナイトの場合は550～600℃で低下がやや大きく，マルテンサイトの場合よりも低い値を示す。

(6) 試験温度と引張性質，シャルピー衝撃値の関係

半冷60 min の冷却により生成した上部ベイナイトおよび油冷により生成したマルテンサイトの各試料について，400℃×2 h焼もどし後20℃と700℃の間の種々の温度に加熱し，10 min 保持後引張性質およびシャルピー衝撃値を測定した結果を図12に示す。

引張強さは300℃で一たん増大したのち，600℃まで漸減し，これを越える温度での低下の割合が大きい。

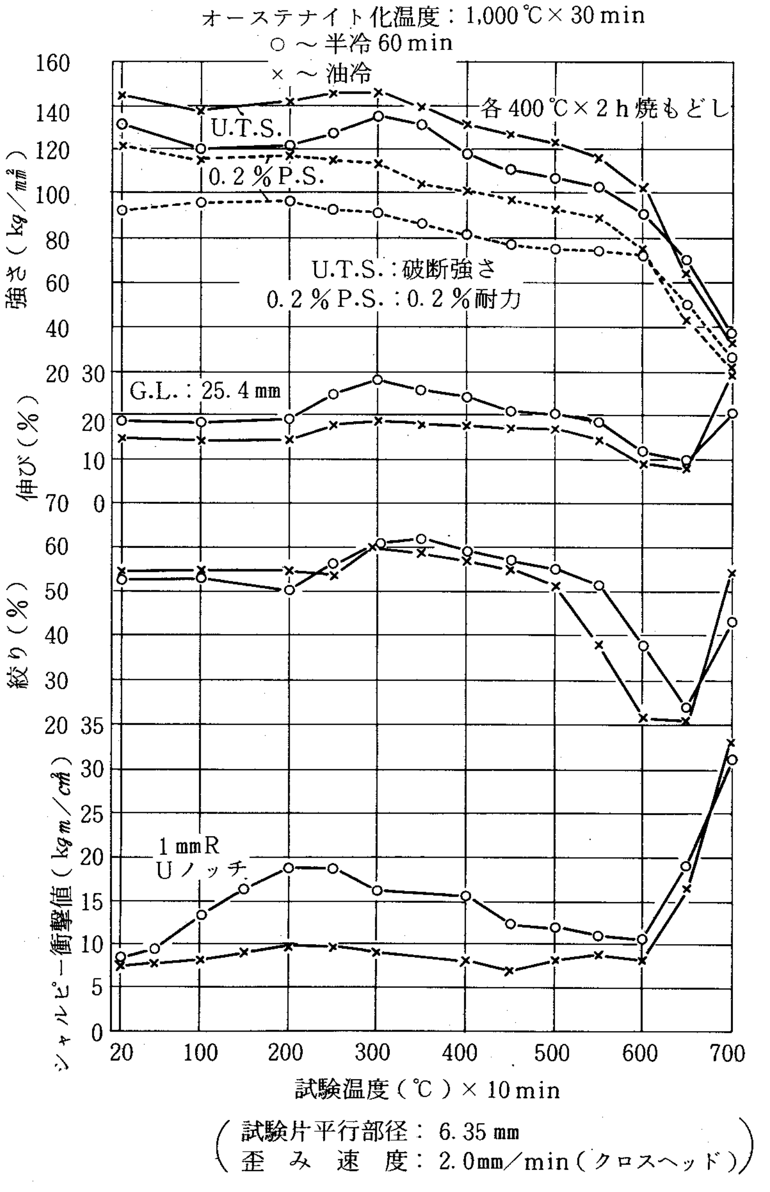


図12　引張性質およびシャルピー衝撃値におよぼす試験温度の影響（3Ni－3Mo鋼）

600℃以下ではマルテンサイトの場合の方が耐力，引張強さが高く，600～650℃を境に高温側で上部ベイナイトの場合の方が高い。伸びは600～650℃で大きく減少し，低値を示すが，650℃以下で上部ベイナイトの場合の方が大きい。シャルピー衝撃値は200～250℃で極大を示し，その値は上部ベイナイトの場合の方が明らかに高く，450～650℃で減少するが650℃以下で上部ベイナイトの場合の方が高い。

(7) 焼入冷却速度による切り欠き疲労クラック進展特性の変化

半冷60 min の冷却により生成した上部ベイナイトおよび油冷により生成したマルテンサイトの各試料について，400℃×2 h焼もどし後，2.2.1に示した方法により550kg⇄20 kg，5 cycles/sec の繰り返し引張荷重を与えた場合の繰り返し回数とクラック深さの関係を図13に示す。上部ベイナイトの場合の疲労クラック進展速度がマルテンサイトの場合より小さい。

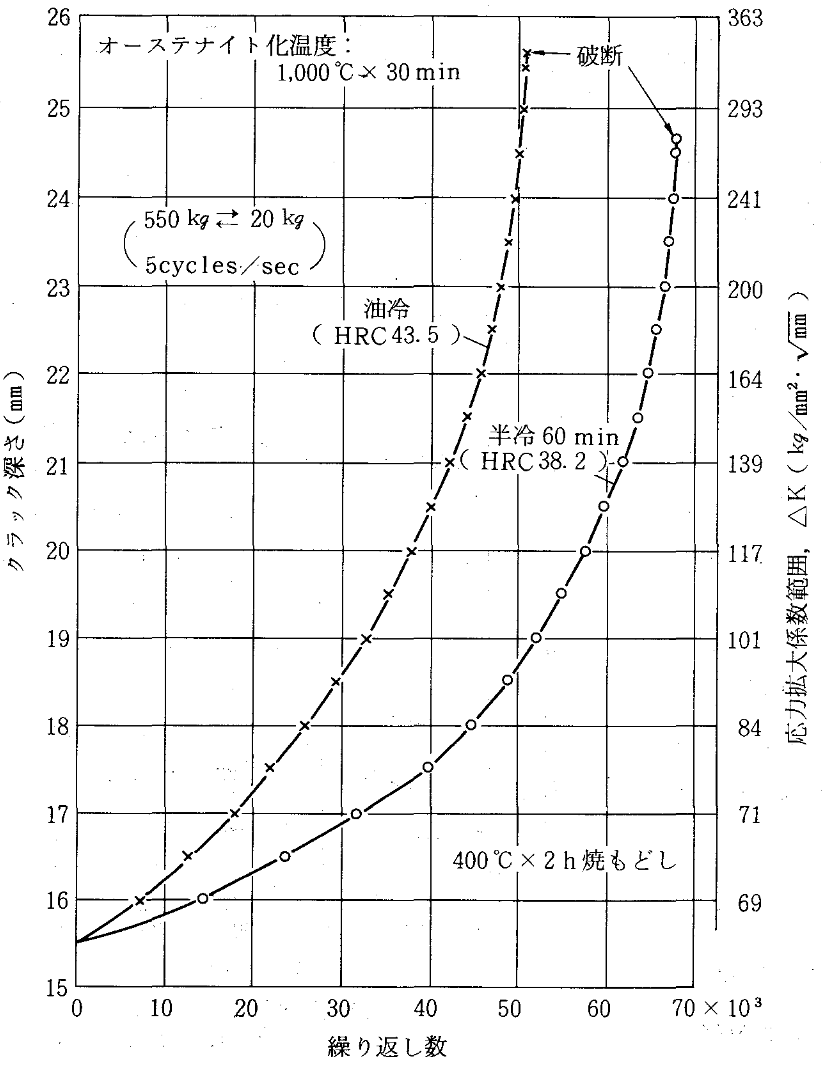


図13　切り欠き疲労クラック進展性試験結果
（3Ni－3Mo鋼）

(8) 焼入冷却速度による衝撃遷移特性の変化

半冷 60 min の冷却により生成した上部ベイナイトおよび油冷により生成したマルテンサイトの各試料について，400℃×2 h焼もどし後Vノッチシャルピー試験片による 20～300℃での衝撃値の変化を測定した結果を図 14 に示す。また，破面の走査電顕像を写真 14 に示す。

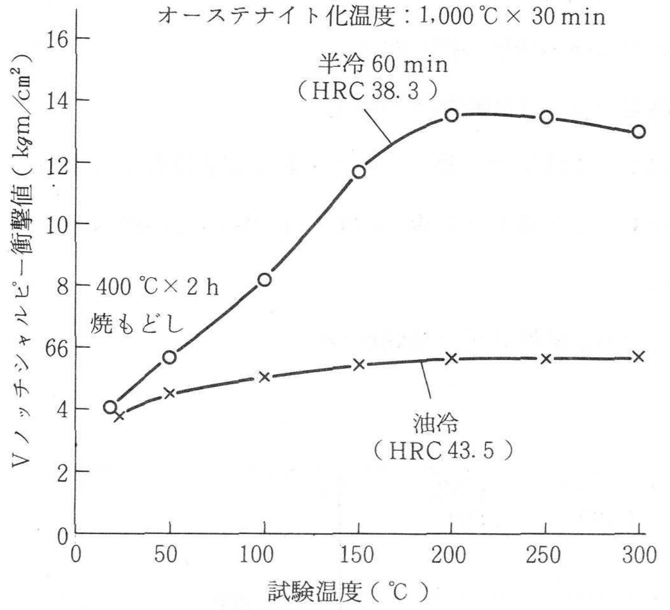
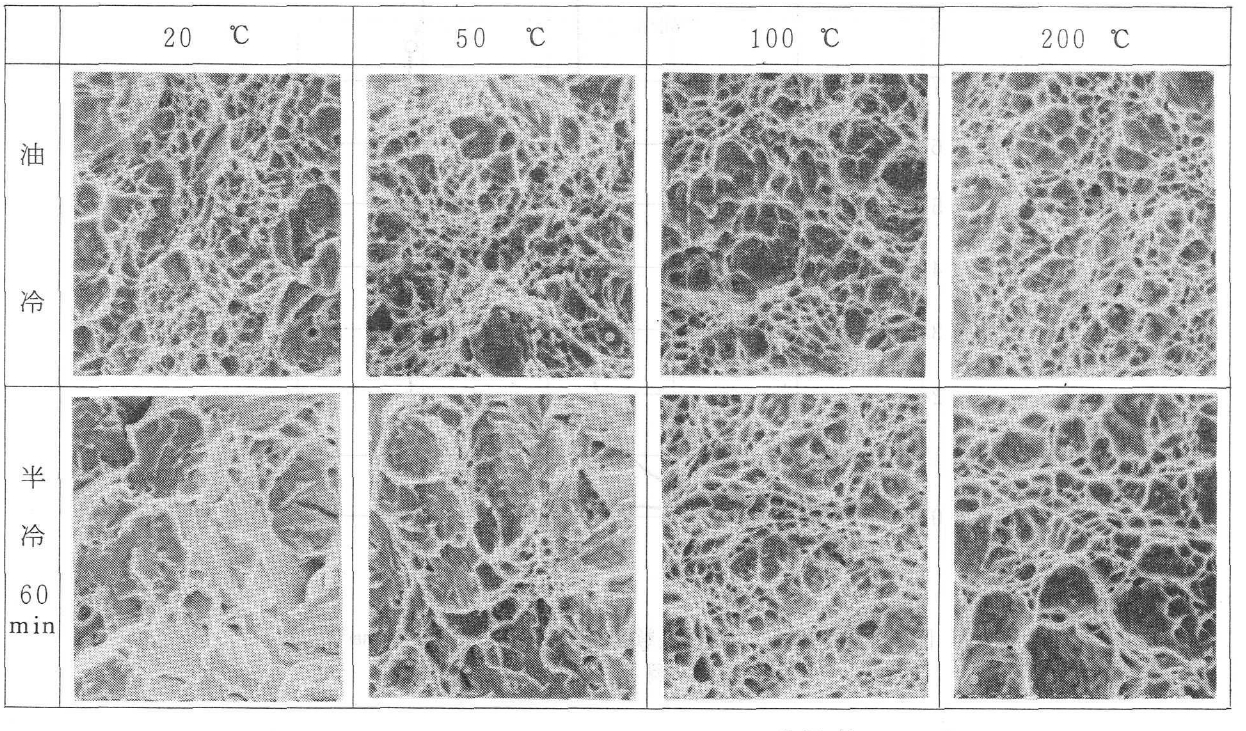


図 14　Vノッチシャルピー衝撃値におよぼす試験温度の影響（3Ni－3Mo 鋼）



オーステナイト化温度：1,000℃×30 min
400℃×2 h焼もどし

写真 14　Vノッチ試験片による衝撃遷移特性試験後の破面の走査電顕像（3Ni－3Mo 鋼）　×1,000

50％脆性破面遷移温度はマルテンサイトでは20℃以下，上部ベイナイトでは50～100℃でマルテンサイトの場合の方が低いが，上部棚（shelf）エネルギー値は上部ベイナイトの場合の方が高い。

延性破面温度域における破面形態については，マルテンサイトの場合の方がディンプルの平均径が相対的に大きく，かつ極微細のディンプルの密集部が混在する傾向が小さく，かつ試験温度の上昇にともなうディンプル径の増加の程度が大きい。

(9) 焼入冷却速度による高温クリープ破断強さの変化

半冷 60 min の冷却により生成した上部ベイナイトおよび油冷により生成したマルテンサイトの各試料について，400℃×2 h焼もどし後700℃，15 kg/mm²の条件でクリープ破断挙動を測定した結果を図15に示す。

上部ベイナイトの場合の方が破断までの時間が長い。

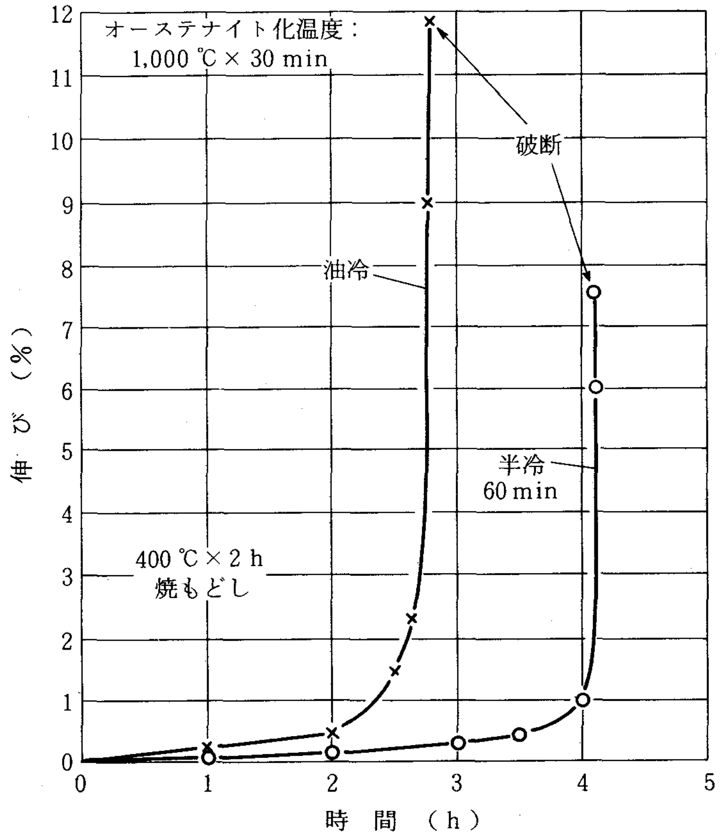


図15　クリープ破断試験結果（700℃，15 kg/mm²）
（3Ni－3Mo鋼）

2.2.3 考　　察

(1) 焼もどしにおけるミクロ組織の変化

標準の400℃焼もどしで，油冷により生成したマルテンサイトの場合，旧オーステナイト粒界およびラス境界を主体にM_3Cの析出が多くみられるのに対し，半冷60 minの冷却により生成した塊状上部ベイナイトの場合，M_3Cの析出がごく僅かしかみとめられない。

この原因は上部ベイナイト変態にともなうオーステナイト側へのCの移動により生成ベイナイトのC過飽和度が小さいこと[22]，高C化した残留オーステナイトの安定化[38]，析出の場所（site）としてのベイナイト粒境界の分布密度がマルテンサイトラス境界のそれより低いこと[22)24]などがあげられる。

本鋼の場合，焼もどし温度が600℃から650℃に上昇するのに伴ない，基地中のM_2Cの成長と分布密度の減少が顕著に進むこと，またこの場合，上部ベイナイト化にともない旧オーステナイト粒界へのM_6Cの優先析出傾向は増加するが，その程度は小さいことがみとめられた。この点については，

(a) 本鋼におけるようにM_2C単独の析出による強化の場合には，Mo（W），V共同添加鋼におけるMC，M_2C複合析出による強化の場合よりもM_2Cの成長がはやくすすむことは，R. SIMCOEら[39]，R. W. K. HONEYCOMBE[40]，上田ら[41]により指摘されており，本実験の結果はこれに合致している。したがって，Mo（W），V共同添加の面から析出炭化物（MC，M_2C）の成長を抑え，焼もどし温度650℃における強度を改善することは可能と考えられる。また，

(b) 焼もどしが進むにつれてM_2Cは成長し，それ自体粒状のM_6Cに変態する場合のあることが指摘されているが[42]，本鋼の場合旧オーステナイト粒界へのM_6Cの優先析出傾向が小さいのは，この現象が一因と考えられる。

上部ベイナイトの場合の方がマルテンサイトの場合よりもM_2Cの成長と分布密度の減少を生じにくいのは，M_6C析出の場所として，上部ベイナイト粒境界の分布密度がマルテンサイトラスのそれよりも格段に低く，このため上部ベイナイトの場合の方が旧オーステナイト粒界への優先析出の傾向はやや大きいが，全体としてM_6Cの析出，凝集が進みにくく，これに関連してM_2Cの成長と分布密度の減少がマルテンサイトの場合より遅れるためと思われる。

上部ベイナイトにともなう残留オーステナイトがとくに安定で，600℃焼もどしでも一部残存するのは，Ni含有量が高いことが原因と思われる。

以上，マルテンサイトの場合に対比して半冷 60 minなど実用焼入冷却速度で得られる上部ベイナイトの場合の特徴は，

(a) 焼入組織に関しては，塊状化，有効結晶粒径に相当する組織単位の増大，Cを濃化した多量（約15％）の残留オーステナイトの生成，

(b) 焼もどしにおいては，500℃以下で M_3C の析出がほとんどないこと，強化に寄与する M_2C の凝集抵抗が大きいこと，

(c) 凝集段階の析出炭化物 M_6C 等の析出位置については，上部ベイナイト化により，旧オーステナイト粒界への優先析出の傾向は増加するが，その程度は小さいこと，などである。

これらの組織挙動が高温強度，靱性，延性に与える影響について考察を行なった。

(2) 焼もどし温度による引張性質，シャルピー衝撃値の変化

焼もどし温度500℃以下で，半冷 60 min の冷却により生成した上部ベイナイトの場合，マルテンサイトの場合に対比して，比例限，耐力が低く，一方均一伸びが相対的に大きいことによっても裏付けられるように，加工硬化性は大きく，引張強さにおいては両者の差が接近している。

これは上部ベイナイトの生成にともなうCを濃化した多量の残留オーステナイトの影響によるものと考えられる。転位上への炭化物のあきらかな析出と残留オーステナイトの分解が開始する焼もどし温度の直下に相当する475℃前後で比例限，耐力は最低値を示している。

この原因については，境界，粒界を主体に，また，マルテンサイトの場合に粒内にも M_3C が析出している点より，斎藤，内山らも[43]指摘しているように固溶強化作用の減少が一原因と考えられる。逆に SIMCOE らも[39)44)]指摘しているように，上記 M_3C 粒の非整合析出分布，また引張変形による残留オーステナイトのマルテンサイト化傾向の増大などにより，加工硬化性は最大となり，引張強さの増大が開始したものと解釈される。[45)46)47)]

転位上への微細な特殊炭化物 M_2C の析出（整合析出）を開始し，かつ，残留オーステナイトの減少をともなう 525～600℃の焼もどしで比例限は上昇し，加工硬化性との組合せにより550～575℃で引張強さは最大を示す。その値はマルテンサイト，上部ベイナイトの場合で同等である。

この場合，比例限，耐力は上部ベイナイトの場合の方が低いにもかかわらず，マルテンサイトの場合と同等の引張強さを示す一因はCを濃縮した残留オーステナイトの高い加工硬化性と引張変形によるマルテンサイト化にあるものと推察される。さらに残留オーステナイトの分解が進み，転位上への析出がすすんだ600℃の焼もどしで比例限は最大となり，これにともない，0.2％耐力も575℃で最大を示す。その値は上部ベイナイトの場合の方が低い。

焼もどし温度650℃での強度の低下が大きいのは，M_2C の分布密度の急激な減少に対応している。600～650℃で M_2C の分布密度は上部ベイナイトの場合の方が高いのに，比例限，耐力はマルテンサイトの場合より低いのは，Cの固溶強化による寄与がマルテンサイトの場合より小

さいこと，一部残留オーステナイトの残存によると考えられる。

上部ベイナイトの場合の方が比例限，0.2％耐力の最大値がマルテンサイトの場合より低いのも同様の理由によると考えられる。

一方，衝撃値の挙動に関し，析出硬化状態の550～600℃焼もどしで上部ベイナイトの場合の衝撃値がマルテンサイトの場合のそれよりも低いが，大きな差を生じないのは，上部ベイナイト化にともなう旧オーステナイト粒界へのM_6Cの優先析出傾向の増加の程度が小さいこと，残留オーステナイトの一部残存によるクッション作用[48]によると考えられる。

(3) 焼入冷却速度による破壊靱性値K_{IC}の変化

(a) 標準の400℃焼もどしの場合，焼入冷却速度の低下によりK_{IC}値は減少するが，高い水準を保つのは，上部ベイナイト化にともなう有効結晶粒径の増大による靱性低減の効果を，粒界，粒内への残留オーステナイトの多量の生成，耐力の大きな低下など靱性，延性改善の効果が補なったためと思われる。

(b) 析出硬化状態の575℃焼もどしでも上部ベイナイトの場合のK_{IC}値はマルテンサイトの場合より低いが，大きな差を生じないのは，(2)で衝撃値の挙動に関して示したと同様の組織要因によると考えられる。

(4) 試験温度と引張性質，シャルピー衝撃値の関係

(a) 高温引張強度は600～650℃を境に，高温側で上部ベイナイトの場合の方がマルテンサイトの場合より高いが，これはM_2Cの分布密度の減少に対する抵抗性が上部ベイナイトの場合の方が大きいためと考えられ，また上部ベイナイトの場合の方が700℃でのクリープ破断時間が大きいのも同様の理由によると考えられる。

一方，600～650℃を境に低温側で上部ベイナイトの場合の方が引張強度が低いのは，Cの固溶による固溶強化の寄与がマルテンサイトの場合より小さく，また残留オーステナイト量が多いことなどの影響によると思われる。

(b) 伸び，絞りは600～650℃で大幅に低下する結果を得たが，破断部ミクロ観察の結果，旧オーステナイト粒界部に発生したミクロクラックが拡大，連結して破断に至っていることが確認された。これは本鋼の場合，旧オーステナイト粒内でのM_2Cの析出，成長が均一に行なわれ，分布むらが少なく，旧オーステナイト粒界へのM_6Cの優先析出の傾向は小さく，これに関連して，粒界部に炭化物分布の希薄な " denuded zone " が幅狭く形成される結果となり，高温での変形がこの部分に集中し，粒界部よりクラックを生じたものと推察される[49]。クリープ破断試験での破断伸びが小さい原因も同様と思われる。

(c) 200～250℃での衝撃値の最大値が上部ベイナイトの場合に高いことは，使用時の型予熱に

よる割れ感受性を低減させる効果が大きいことを示すが，これはマルテンサイトの場合に対し，残留オーステナイト量が多く，耐力が低く，また M_3C の析出もなく，延性が大きいことによると考えられる。また，500～600℃での上部ベイナイトの場合の衝撃値が減少するのは残留オーステナイトの分解と微細な M_2C の析出および旧オーステナイト粒界への M_6C の析出がすすむことによると考えられるが，この場合でもマルテンサイトの場合より衝撃値の水準が高いのは一部残留オーステナイトの残存によると考えられる。

本鋼は試験温度500～650℃での靱性，延性の水準が低いけれども，この点は高温への昇温が型表層部のみに限定される一般の熱間鍛造型に関する限り，使用性能上とくに問題とはならないと考えられる。なお，上部ベイナイトの場合，試験温度300℃前後で均一伸びの顕著な増加がみとめられたが，図16に示したR.B.CORBETT[21)]らによる本系鋼の恒温ベイナイト変態図によれば，300℃はベイナイトノーズの先端温度付近に相当しており，引張変形中に上部ベイナイトにともなう残留オーステナイトのベイナイトへの変態が生起し，これによる加工硬化性の増大をまねき，引張強さの顕著な増加を生じたものと推察される。

(5) 焼入組織による切り欠き疲労クラック進展特性の変化

疲労破面にみられたストライエーション（striation）間隔はマルテンサイトのラス幅に相当し，上部ベイナイト粒幅やこれにともなう片状残留オーステナイトの平均寸法よりも小さい。上部ベイナイトの場合の方がクラック進展速度が小さい点について，破面断面のミクロ観察により組織との関連性を検討したが，明確な対応性を見出すには至らなかった。

疲労破面上の残留オーステナイトはX線法による測定の結果，マルテンサイト，上部ベイナイ

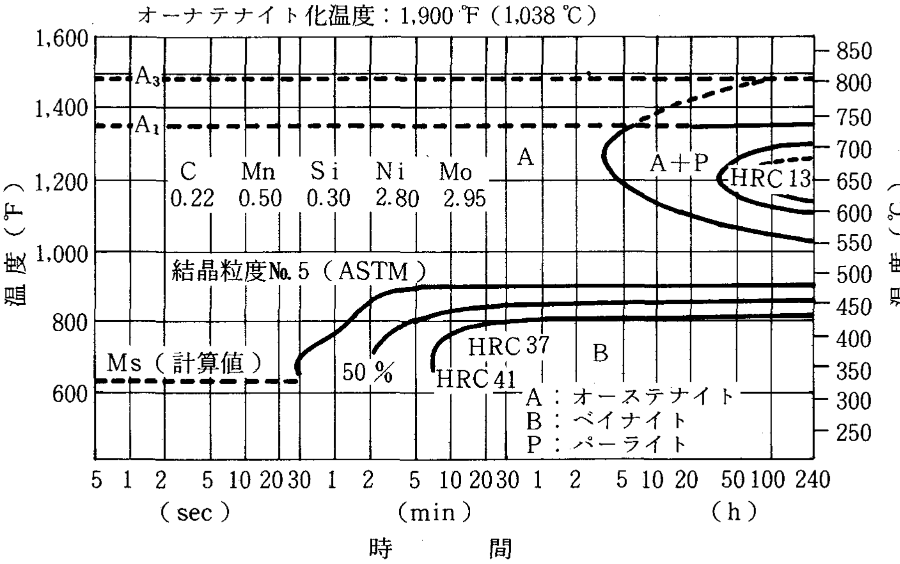


図16 3Ni－3Mo鋼の恒温変態線図（R. B. CORBETT et al）

トの場合とも検出されず，クラック進展の段階で分解していることがみとめられた。

A. S. TETELMAN[50]らは，加工硬化が負荷時のクラック先端の形状にはやく丸味をおびさせ1サイクルあたりの進展速度を小さくすると指摘している。

本研究の場合，Cを濃化した残留オーステナイトを多く伴なっている上部ベイナイトの場合の方がより大きい加工硬化を生じたものと推察され，これによる進展速度の低減効果が作用したことが考えられる。また，疲労クラックの進展速度に影響する因子としては，開口時のクラック先端に生じた引張りの塑性歪みに起因するクラックの閉口現象（ crack closure[51][52] ）が報告されており，これは強度の低い方がいちじるしく，有効応力拡大係数をより減少させ，疲労強度を高める効果をもたらすとされている。

上部ベイナイトの場合の方が明らかに耐力が低い結果を得ているが，これがクラックの閉口現象をより大きくしたものと考えられる。一般的に同系統の材料では最初期，最終期を除き，疲労クラック進展速度 da/dN は△Kに対してほぼ同一の挙動を示すと報告されており[51][53][54]，組織の影響もあると一部指摘されている[55]。

本研究結果でも大きな差はみとめられなかったが，上部ベイナイトの場合の方が疲労クラック進展速度の小さい結果を得ており，その原因をミクロ組織のみから明確に裏付けることはできなかったが，上記加工硬化，クラックの閉口現象等を通じてクラック先端のすべり変形挙動に影響し，総合効果として1サイクルあたりのクラック進展距離が相対的に小さくなったと推察される。

(6) 焼入組織による衝撃遷移特性の変化

延性破面温度域において，吸収エネルギーは上部ベイナイトの場合の方が明らかに高く，ディンプルの形態に差がみられた。一方，ディンプルの形態と靱性との関係では，たとえば， D. WEBSTER[56]らによると 0.14C−14Cr−Mo−V−Co マルテンサイト鋼の焼入温度の低下は，K_{IC} の減少をまねき，破面上の細かいディンプルが増加すると報告している。また，荒木，中島，辛，佐川[30][57]らは，強靱鋼の衝撃遷移曲線の上部棚エネルギー値に関し，析出物の減少によるディンプルの大きさの増加とエネルギー値の増大をみとめている。小寺沢[51]，寺崎[58]も同様の指摘を行なっている。

本実験結果では，マルテンサイトの場合の400℃焼もどしにおいて，粒界，ラス境界にM_3Cの析出を生じており，これが結果的に延性温度域においてディンプルの不均一な発生と発達をまねき，吸収エネルギーを相対的に低くするよう作用したものと考えられる。

一方，上部ベイナイトでは，M_3C の析出がほとんどなく，均一なディンプルの生成をまねき，また残留オーステナイト量も多く，耐力も低いことによってディンプルの十分な発達をまねき，吸収エネルギーをマルテンサイトのそれよりも高くしたものと考えられる。

2.2.4 結　　言

0.2C−3Ni−3Mo 析出硬化型熱間工具鋼について，生成するベイナイト組織の形態と，これが靱性，高温強度におよぼす影響をマルテンサイト組織の場合と比較しつつ検討し，下記の結果を得た。

(1) 半冷時間 30 ～ 60 min 前後の実用冷却速度での焼入により，15 %前後の残留オーステナイトをともなった塊状上部ベイナイト組織（B−I 型）を示す。

この上部ベイナイトの場合，

(2) 標準の 400℃焼もどし状態で，マルテンサイトの場合に対比して，

(i) 平面歪み破壊靱性値 K_{IC} は低いが，大きな差は生ぜず，シャルピー衝撃値は同等である。

(ii) 疲労クラック進展速度は小さい。

(iii) 衝撃遷移特性曲線における上部棚エネルギー値は高い。

(iv) 静的引張試験における延性，とくに均一伸びが大きい。

すなわち，構造用合金鋼などにみられるような上部ベイナイト化にともなう靱性の明らかな減少を示さず，半冷 60 min の場合でも 280 kg/mm²·$\sqrt{\text{mm}}$ 前後の高い K_{IC} 値を保ち，また引張試験における延性や耐疲労クラック進展性，延性破面温度域における衝撃破壊の吸収エネルギー値はマルテンサイトの場合よりむしろ高い。

上記靱性，延性の挙動は，ミクロ組織面からみれば，

(a) 上部ベイナイト化にともない，ベイナイト粒幅がマルテンサイトラスの幅よりも増大すること，有効結晶粒径が増大することなど，靱性低減の効果に対し，

(b) 粒界，粒内への多量の残留オーステナイトの生成，

(c) 標準の 400℃焼もどしにおいて M_3C の析出をほとんど生じないこと，による靱性，延性改善の効果が大きく作用し，上部ベイナイト化がすすんでも，靱性の低減をまねかなかったものと推察される。

これは低温焼もどしを基本とする本系鋼に特徴的な現象と考えられ，(b), (c)の効果の活用が靱性制御の上での重要な要点であることを明らかにした。

(3) 析出硬化の進む 550 ～ 600℃焼もどしで，平面歪み破壊靱性値 K_{IC}，シャルピー衝撃値はマルテンサイトの場合より低いが大きな差は生じない。

これは，(i)微細析出炭化物の分布密度は高いけれども上部ベイナイト化にともなう M_6C の旧オーステナイト粒界への優先析出傾向の増加の程度が小さいこと，(ii)残留オーステナイトの一部残存，などによると思われる。

(4) 600 ～ 650 ℃での高温強度はマルテンサイトの場合よりも高い。これは M_2C の成長と分布

密度の減少がマルテンサイトの場合よりも高温まで抑制されるためと考えられる。

以上，本研究により析出硬化型鋼の靱性，高温強度を構成するミクロ組織因子を明らかにし，とくに靱性面では上部ベイナイト化そのものは靱性上不利であるが，これにともなう安定な残留オーステナイトの靱性向上効果，M_3C の析出が抑制されることによる延性破面温度域での破壊の場合の吸収エネルギーの向上効果など，靱性改善の効果により高い靱性を示す点に着目すべきことを明らかにした。

一方，高温強度面では上部ベイナイト化による極微細析出炭化物の分布密度の増大により有利となるが，標準の400℃焼もどし状態での強度が低く，これに起因して20～700℃の温度域全般にわたり強度が十分とはいえず，また，650℃以上の温度での低下が大きいことが問題点であり，改善のためには400℃焼もどし状態での硬さの引上げおよび昇温時MC，M_2C 複合の析出強化を行なわせ，極微細析出炭化物の分布密度の増大と650℃以上での凝集抵抗の向上をはかることが要点となることを示した。

2.3 SKD61[59)]

マルテンサイト鋼SKD61は，現用熱間工具鋼の中ではもっとも焼入性が大きく，空気焼入鋼に分類され，ダイカスト型など熱処理歪みがとくに問題となる型用途などに本鋼の空冷や衝風による焼入冷却処理（半冷 30 min など）が実用化されている。

この場合でも製品寸法の増大による冷却速度の低下により，炭化物の粒界析出やベイナイト組織の生成をまねき，これが焼もどし後の靱性に影響を与えることが指摘されている。[60)] ただし，ミクロ組織と靱性や高温強度との関係についての基礎的解明は十分にはなされていないのが現状である。

2.3.1 試料および実験方法

試料は0.4C−5Cr−Mo−V鋼，SKD61で，化学組成を表7に示す。

表7 試料の化学組成（wt％）

C	Si	Mn	Cr	Mo	V
0.38	0.96	0.47	5.10	1.31	0.56

素材断面寸法は200mm×350mmで，弧光式電気炉で溶製し，鍛錬成形比6以上に熱間成形し，850℃で焼なまし処理した。試験片は中心と隅角との中間位置から鍛伸方向に採取して実験に供した。

(1) 焼入冷却速度によるミクロ組織挙動の観察

1,020℃×30 min オーステナイト化後，油冷および半冷5～80 min の各種速度で焼入冷却した場合のベイナイト変態挙動をミクロ組織，硬さ，温度−寸法（フォーマスターによる）挙動

により観察した。

つぎに，焼入冷却時に生ずるオーステナイト基地からの炭化物の析出を抑制するために500℃まで急冷（空冷）後，油冷および1,000～50℃/hの各種速度で冷却した場合のベイナイト変態挙動をミクロ組織の面から観察した。

また，上記各焼入冷却後の試料を400℃から700℃までの各種温度で2 h焼もどした場合の炭化物の析出，凝集挙動を抽出レプリカ電顕観察，X線，電子線回折により調べた。試験片の寸法は12 mm× 12 mm× 6 mmである。

(2) 機械的性質の測定

(a) ミクロ組織観察試料と同様に各種速度で焼入後HRC44に焼もどし（焼もどし温度610～620℃× 1.5 h空冷，引続き30℃低い温度× 1.5 h空冷）した場合の破壊靱性値 K_{IC}，疲労クラック進展特性，シャルピー衝撃値を測定した。

さらに衝撃遷移特性，引張性質を測定した。また試験後破面観察を行なった。

(b) 半冷30 minの冷却により生成した上部ベイナイトを約50％含む試料および油冷により生成したマルテンサイト試料につき，

(i) 700℃までの各種温度で焼もどした場合の引張性質，シャルピー衝撃値，

(ii) HRC44に焼もどし後700℃までの各種温度で試験した場合の引張性質，シャルピー衝撃値，700℃，15 kg/mm² の条件でのクリープ破断強度を測定した。

試験片および試験条件は2.2.1と同様である。

2.3.2 実験結果

(1) 焼入冷却速度によるベイナイト変態特性，ミクロ組織の変化

1,020℃から半冷5～80 min で連続冷却した場合のベイナイト変態線図を図17に示す。また，恒温ベイナイト変態線図を図18に示す。

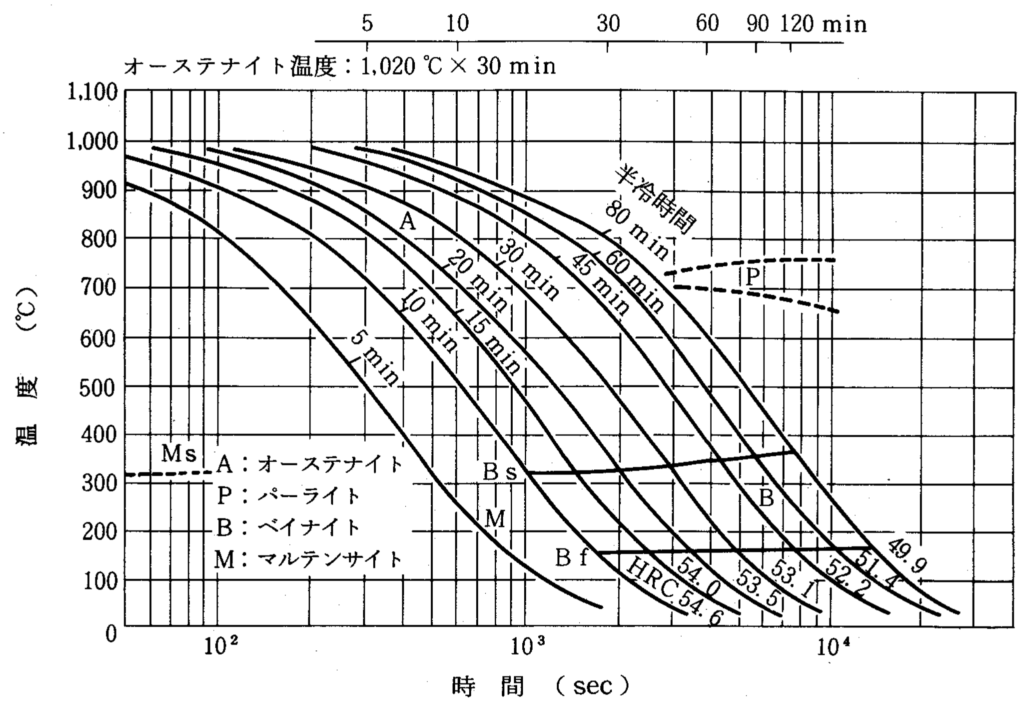


図 17　連続冷却ベイナイト変態線図
(SKD 61)

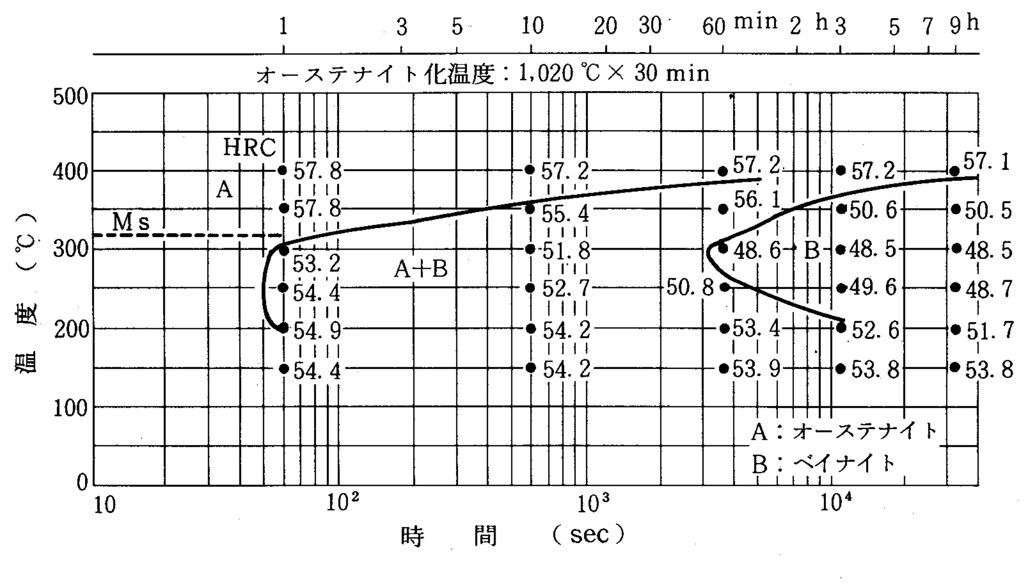


図 18　恒温ベイナイト変態線図
(SKD 61)

つぎに，油冷，半冷 15 ～ 80 min の各種冷却および 500 ℃まで急冷後 300 ℃/h および 100℃/h で冷却した場合の生成組織の光学顕微鏡像および二段レプリカ電顕像を写真 15 ，16 に示す。

オーステナイト平均粒度は J I S №.8 ，残留炭化物の面積率は 0.51 %，平均粒径は 0.35 μm (粒径 0.15 μm以上の炭化物につき測定) である。油冷ではラス状に近いマルテンサイト組織，

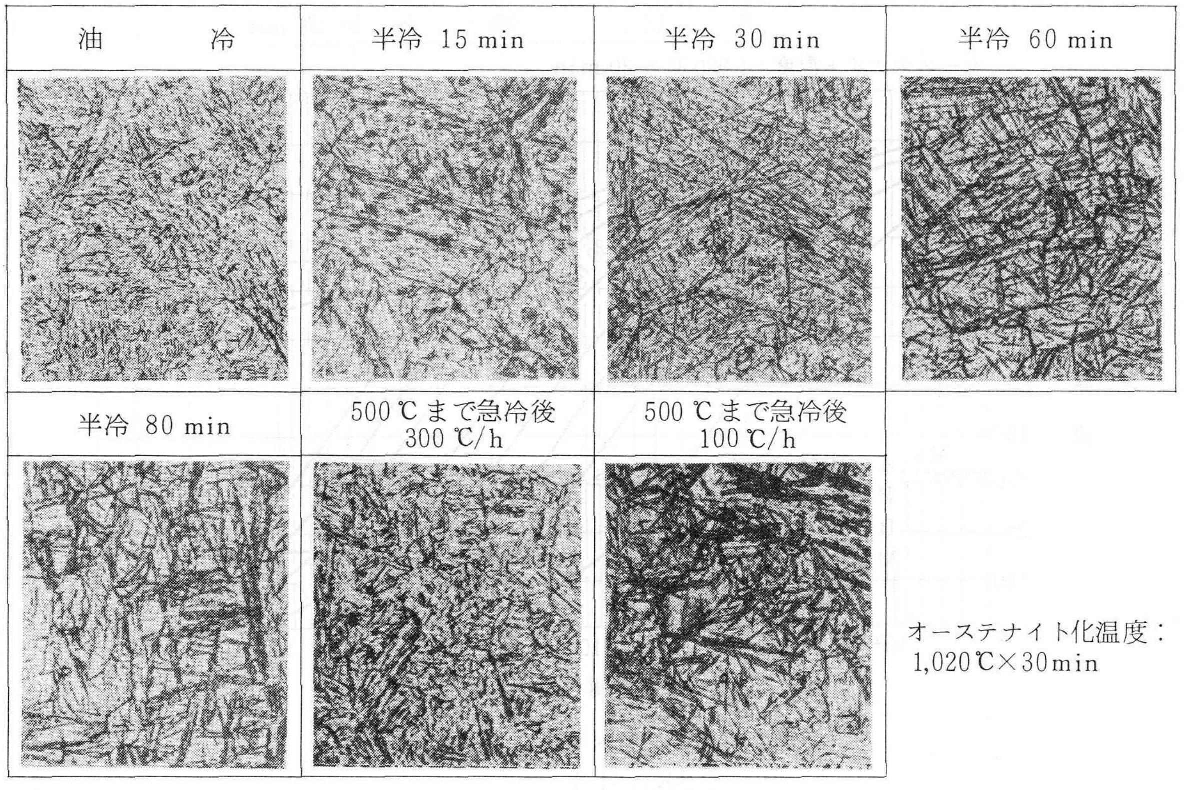


写真 15　焼入冷却速度による焼入組織の変化
（ SKD61，光学顕微鏡像 ）

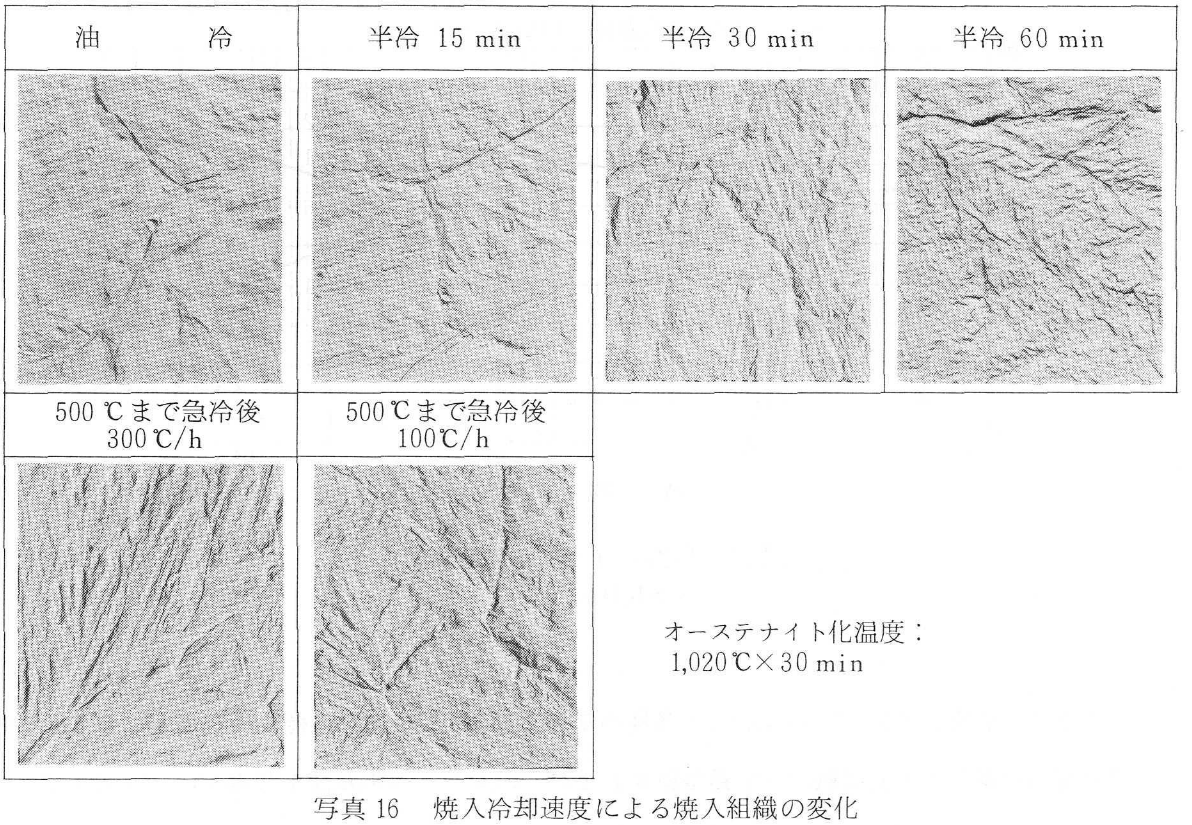


写真 16　焼入冷却速度による焼入組織の変化
（ SKD61，二段レプリカ電顕像 ）

半冷 15 min で部分的に長い上部ベイナイト（B-I型）を生じ，半冷 20 min では上部ベイナイト量は 30 ～ 40 %となる。半冷 30 min では上部ベイナイト量が約 50 ～ 60 %となり，長いベイナイト粒が増加し，へき開破壊の破面単位に相当する有効結晶粒径が大きくなる。

マルテンサイトの場合の平均ラス幅は 0.2 μm であるが，上部ベイナイトの場合の粒幅は半冷 15 min ：0.4 μm，半冷 30 min ：0.5 μm で，冷却速度の低下にしたがって大きくなる。

半冷 15～60 min でベイナイト粒幅はさらに大きくなり（0.8 μm），塊状化の傾向を示す。半冷 60 min で上部ベイナイト量は 70 %以上となり，残留オーステナイト量は増加する。残留オーステナイト量は油冷：5 %に対し，半冷 30 min ：9 %，半冷 60 min ：14 %である。下部ベイナイト（ベイナイト粒内に微細炭化物の析出をともなう）は半冷 10 min で若干生成し，半冷 20 min ではほとんどなくなる。500 ℃まで急冷後種々の速度で冷却の場合，冷却速度の低下により，300 ℃/h で長い上部ベイナイト粒の生成がみられる。100～50 ℃/h では上部ベイナイトの量は，70 %以上となり，有効結晶粒径の増大，残留オーステナイト量の増加，ベイナイト粒の塊状化がみられる。

下部ベイナイトは 1,000～300℃/h で若干生成し，300～100℃/h でなくなる。

(2) 焼入冷却速度による焼もどし時の炭化物の析出，凝集形態および残留オーステナイト量の変化

油冷および半冷 30，60 min で焼入冷却した試料および 500℃まで急冷後 100℃/h で冷却した試料の抽出レプリカ法による析出炭化物分布および形態の電顕組織を写真 17，18 に示す。

(a) 油冷によるマルテンサイトのラス幅に対し，半冷 15 min および 500℃まで急冷後 300 ℃/h ないしこれより遅い冷却で生じた上部ベイナイトの粒幅は大きく，かつ析出炭化物のベイナイト粒境界への連鎖状分布の傾向が大きくなる。

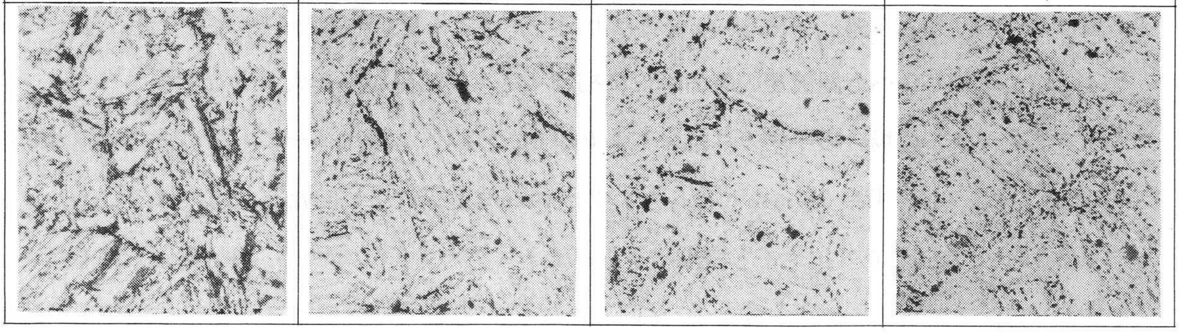
(b) 半冷 30 min および 500 ℃まで急冷後 300～500℃/h ないし，これより遅い冷却の場合，基地内の極微細析出炭化物（長さ 500 Åなど）の分布密度が明らかに増加する。

逆に，油冷の場合にみられる棒状炭化物やこれが粒状に分化した炭化物などの密集部（後記のようにその場核生成＜in situ nucleation＞による $M_3C \rightarrow M_7C_3$ 変態部）はみられなくなる。

(c) 半冷 45，60 min および 500℃まで急冷後 300 ～ 100 ℃/h ないしこれより遅い冷却では，さらに広幅化したベイナイト粒境界や旧オーステナイト粒界への炭化物の優先析出，凝集の傾向が大きくなる。

表 8 に油冷および半冷 30 min で焼入冷却した試料につき，400℃から 700℃までの間の各種温度で 2 h 焼もどした場合のX線および電子線回折による炭化物の構造同定の結果を示す。また，各試料の抽出レプリカ法による析出炭化物の状況および凝集形態の電顕組織を写真19～22に示す。

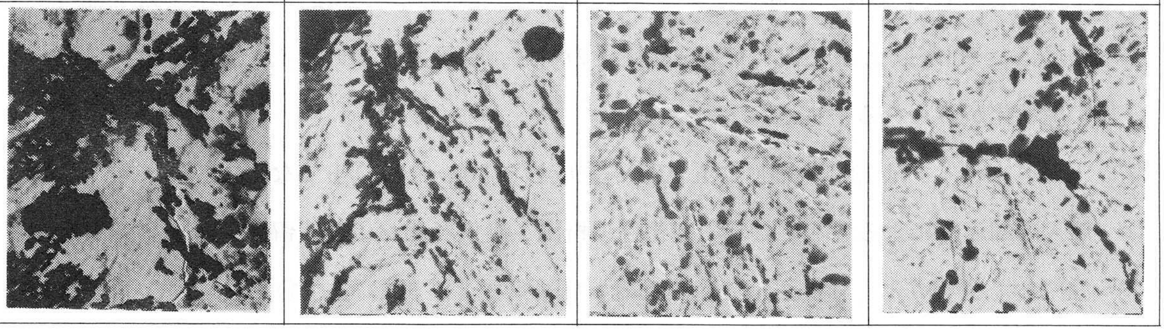
油冷	半冷 30 min	半冷 60 min	500℃まで急冷後 100℃/h



オーステナイト化温度：1,020℃×30 min

写真 17　焼入冷却速度による焼もどし（HRC 44）時の析出炭化物の分布および形態の変化（SKD61，抽出レプリカ電顕像）　×4,000

油冷	半冷 15 min	半冷 30 min	半冷 60 min



オーステナイト化温度：1,020℃×30 min

写真 18　焼入冷却速度による焼もどし（HRC 44）時の析出炭化物の分布および形態の変化（SKD61，抽出レプリカ電顕像）　×20,000

表 8　X線および電子線回折による炭化物同定結果（SKD61）

オーステナイト化温度：1,020℃×30 min

		焼入まま	焼もどし温度（℃）×2 h					
			400	500	550	600	650	700
油冷	X線 (CoKα)	MC (33)	MC (36)	MC (36)	MC (37) M_6C (5)	MC (39) M_6C (8)	MC (40) M_6C (32) M_7C_3 (40)	MC (41) M_3C (57) M_7C_3 (48)
	電子線	—	—	（密集棒状） M_3C	—	—	—	—
半冷 30 min	X線 (CoKα)	MC (34)	MC (35)	MC (35)	MC (37)	MC (39) M_6C (4) $M_{23}C_6$ (8)	MC (39) M_6C (17) M_7C_3 (25) $M_{23}C_6$ (29)	MC (42) M_6C (38) M_7C_3 (33) $M_{23}C_6$ (30)
	電子線	—	—	—	（雲状） MC	（針状） M_2C	—	—

（）内の数字はチャート上の回折図形の高さ（目盛）を示す。

MC：(111)面　M_6C：(422)面　M_7C_3：(102)面　$M_{23}C_6$：(422)面

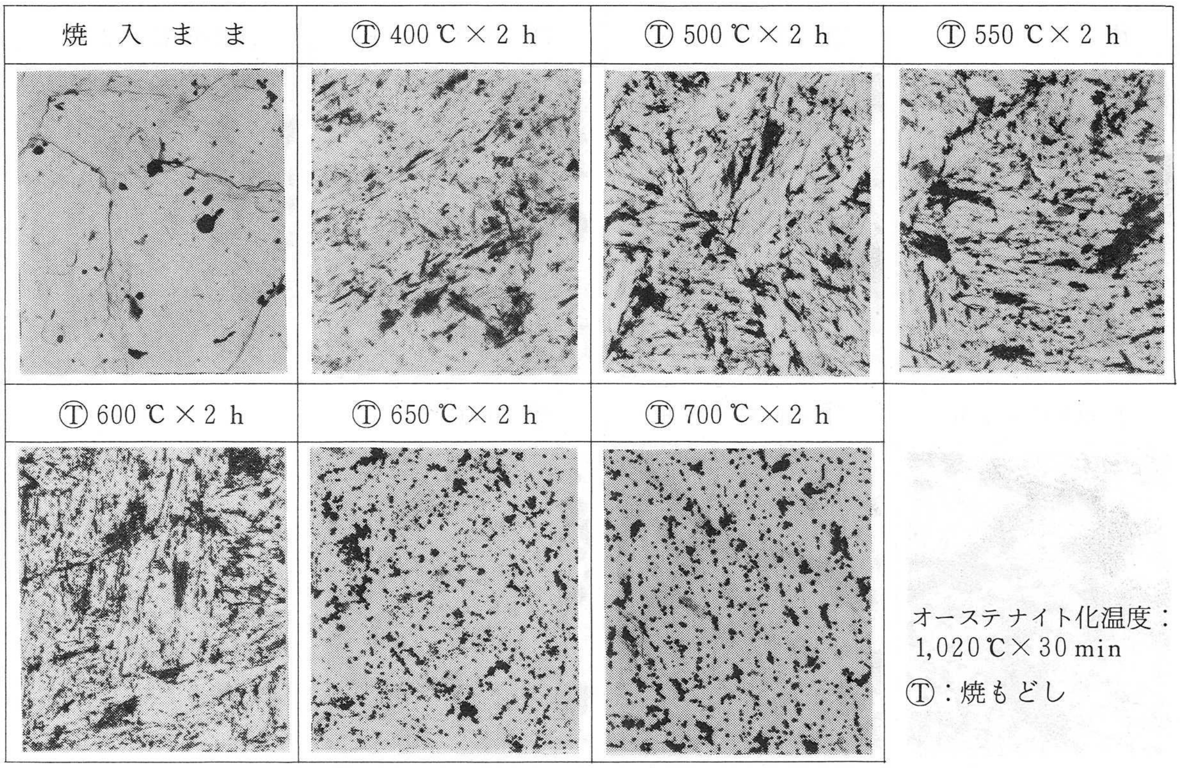


写真 19　油冷焼入後の焼もどしにおける炭化物の析出，凝集挙動
（ SKD61，抽出レプリカ電顕像 ）　×4,000

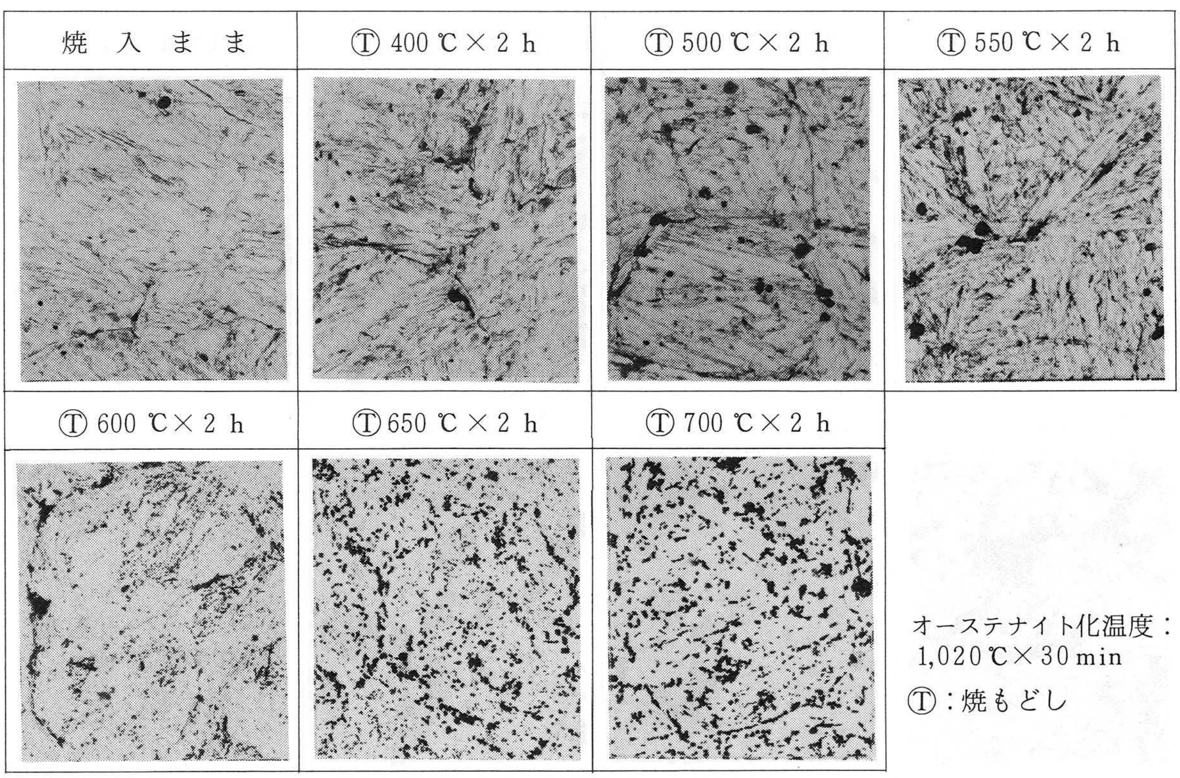


写真 20　半冷 30 min 焼入後の焼もどしにおける炭化物の析出，凝集挙動
（ SKD61，抽出レプリカ電顕像 ）　×4,000

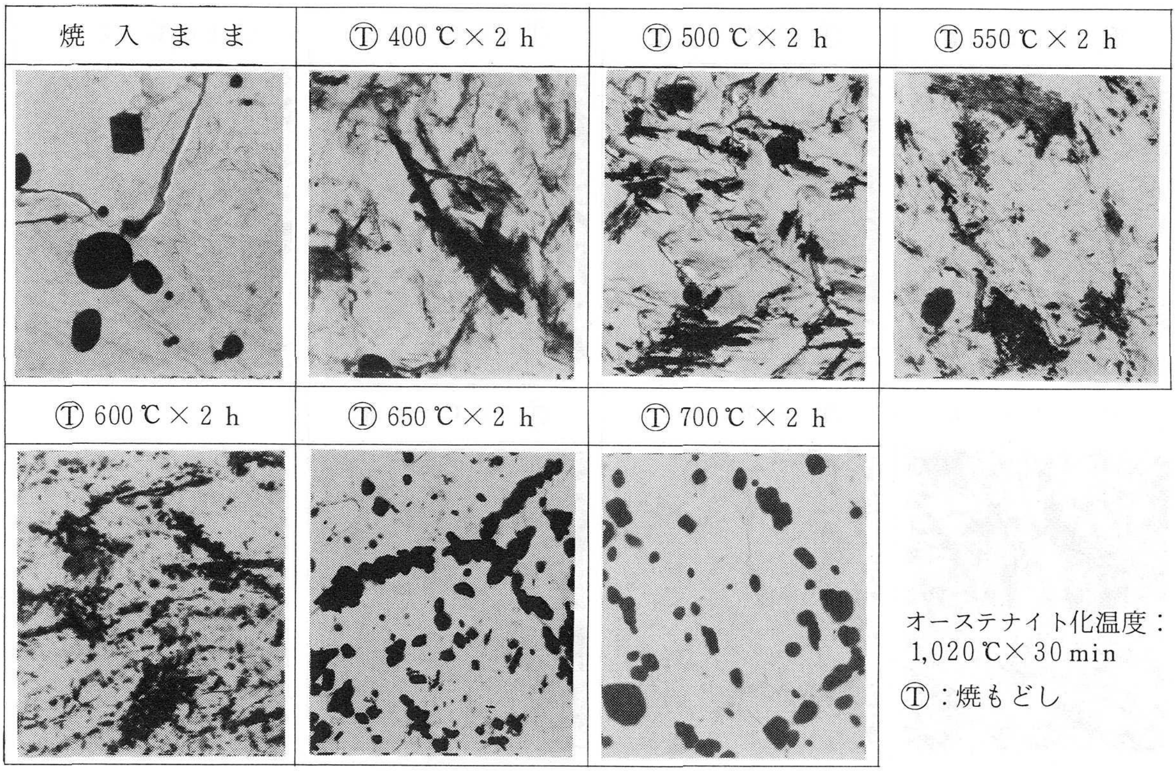


写真 21　油冷焼入後の焼もどしにおける炭化物の析出，凝集挙動
（SKD61，抽出レプリカ電顕像）　×20,000

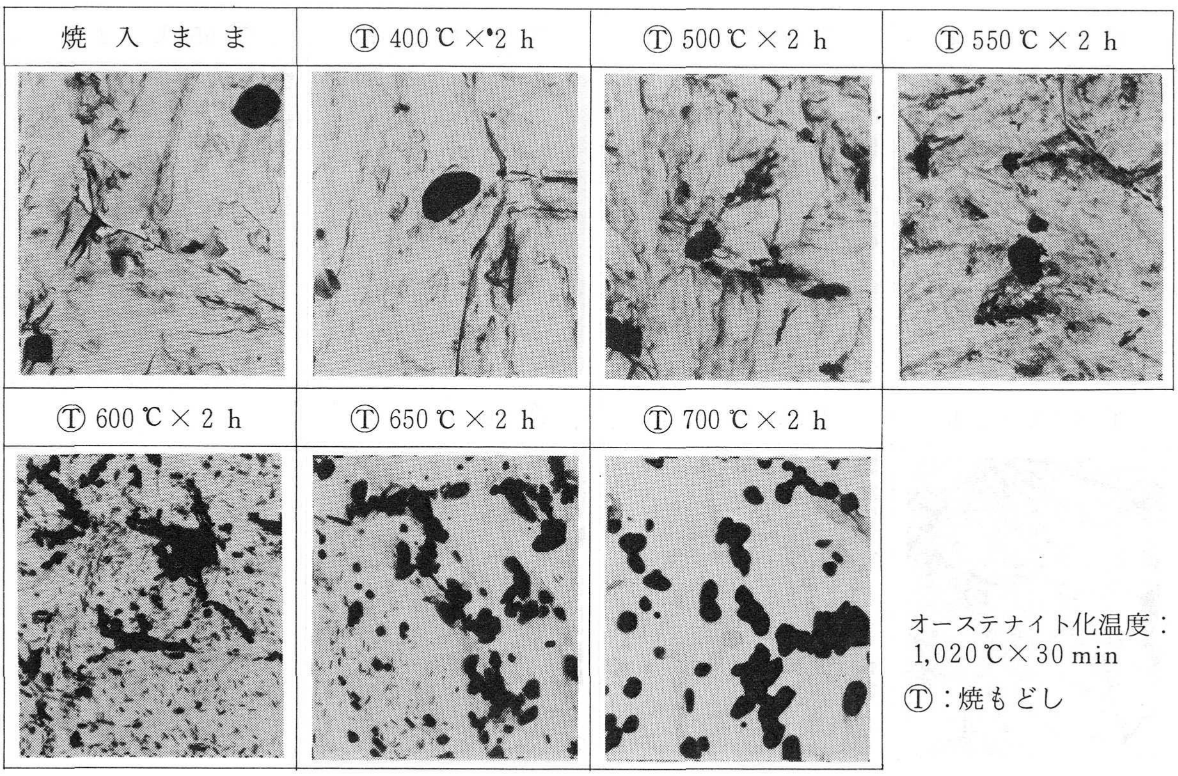


写真 22　半冷 30 min 焼入後の焼もどしにおける炭化物の析出，凝集挙動
（SKD61，抽出レプリカ電顕像）　×20,000

油冷により生成したマルテンサイトの場合，500℃以下の焼もどしでマルテンサイトラス境界を主体に粒内にも棒状または密集棒状の M_3C の析出を生じる。500℃を越える温度における焼もどしで特殊炭化物の生成にともない M_3C の一部は基地中に再固溶するが，残りはさらに600～650℃の焼もどしでその場核生成により $M_3C \rightarrow M_7C_3$ 変態を生じ，小粒状の M_7C_3 が生成する。

600℃以上の焼もどしでマルテンサイトラス境界，旧オーステナイト粒界に M_6C の析出を生じるが，析出の場所としてのマルテンサイトラス境界の分布密度が高く，旧オーステナイト粒界への優先析出の傾向は小さい。

一方，半冷 30 min の場合，500℃以下の焼もどしでは M_3C の析出をほとんど生ぜず，このため600～650℃の焼もどしではその場核生成による $M_3C \rightarrow M_7C_3$ 変態は抑制される。600℃以上の焼もどしではベイナイト粒境界，旧オーステナイト粒界部に M_6C，$M_{23}C_6$ の析出分布を生じるが，析出の場所としてのベイナイト粒境界の分布密度が低いため，旧オーステナイト粒界への優先析出の傾向が大きくなる。

強化に寄与する基地中への極微細炭化物の析出については，油冷，半冷 30 min の場合とも500℃を越える焼もどし温度で雲状のMCの析出を生じ，600℃の焼もどしではMCの分布密度は減少し，M_2C の析出を生じる。焼もどし温度 650℃では M_2C の分布密度は大きく減少し，700℃では極微細炭化物の分布はみられない。

500～650℃の焼もどしでの極微細析出炭化物の分布密度は半冷 30 min の場合の方が油冷の場合よりも高い。

焼もどし温度による残留オーステナイト量の変化を図19に示す。残留オーステナイトは525℃の焼もどしで激減し，実用焼もどし温度である550℃以上ではほとんどなくなる。

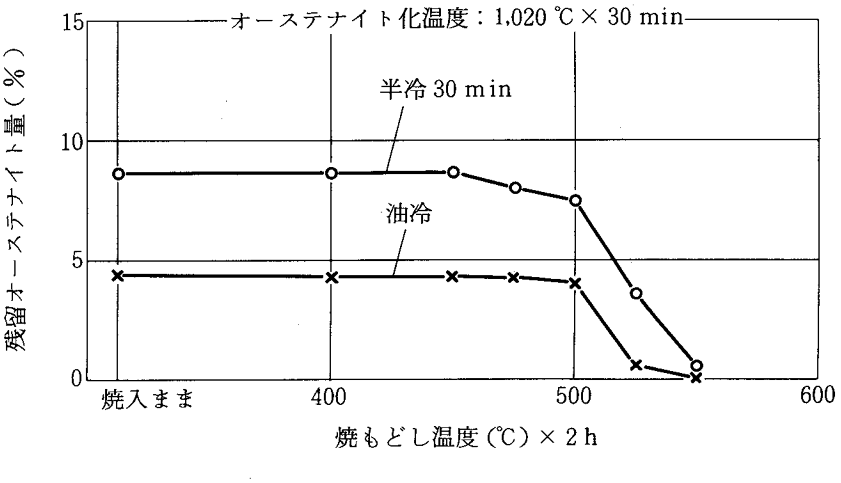


図19　残留オーステナイト量におよぼす焼もどし温度の影響（SKD61）

(3) 焼入冷却速度によるKIC，シャルピー衝撃値の変化

油冷および半冷 15 ～ 60 min で焼入冷却した場合および 500 ℃まで急冷後油冷および 1,000 ～ 50℃/h で焼入冷却した場合のHRC 44 に焼もどし後にKIC，シャルピー衝撃値を測定した結果を図 20 ～ 22 に示す。

KIC は，

(a) 油冷では 367 kg/mm²・√mm ，実用焼入冷却速度域の半冷 30 min では 206 kg/mm²・√mm となる。さらに半冷 30 min から半冷 45 min への冷却速度の低下により漸減ののち，半冷 60 min で 140 kg/mm²・√mm となり，半冷 30 min の場合の約 70 %の値を示す。

(b) 500 ℃まで急冷後各種速度で冷却の場合，300℃/h（ベイナイト変態温度域 400 ～ 150 ℃における冷却速度でほぼ半冷 30 min の場合に相当）で 217 kg/mm²・√mm，100 ℃/h（ベイナイト変態温度域 400 ～ 150 ℃における冷却速度で半冷 90 min の場合に相当）で 155 kg/mm²・√mmとなる。500 ℃までの急冷はKIC をわずかに改善する効果があるが，大きな影響を与えない。

シャルピー衝撃値についても，KIC の場合より変化の程度は小さいが同様の傾向がみとめられた。

写真23にシャルピー試験片のクラック 1mm 進展部の破面像を示す。油冷ではディンプルをともなったへき開型の破面であるが，半冷 30 min ではディンプルが減少し，半冷 45，60 min ではへき開型破面の傾向が強くなり，破面上の細かい起伏が一層減少する。

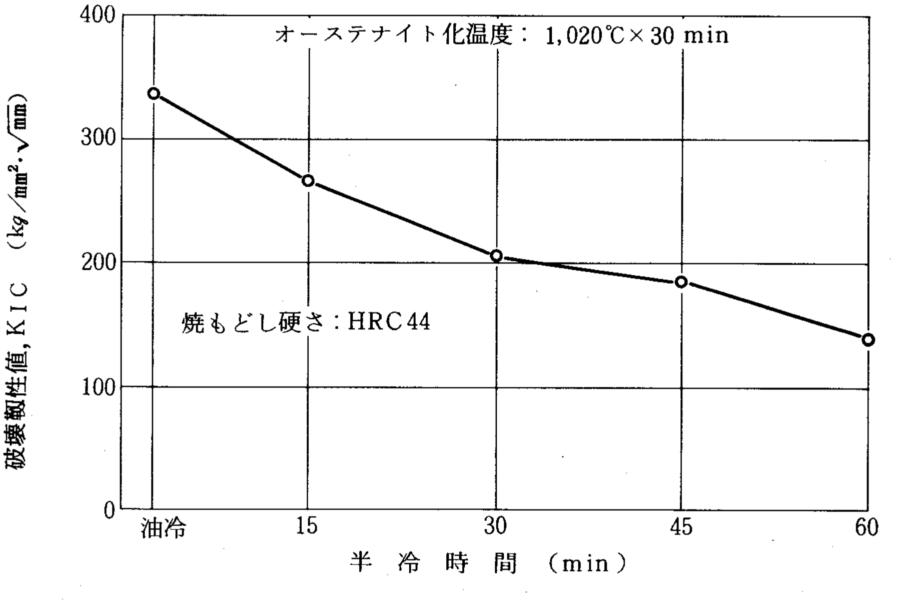


図 20 破壊靱性値KIC におよぼす焼入冷却速度の影響
(SKD61)

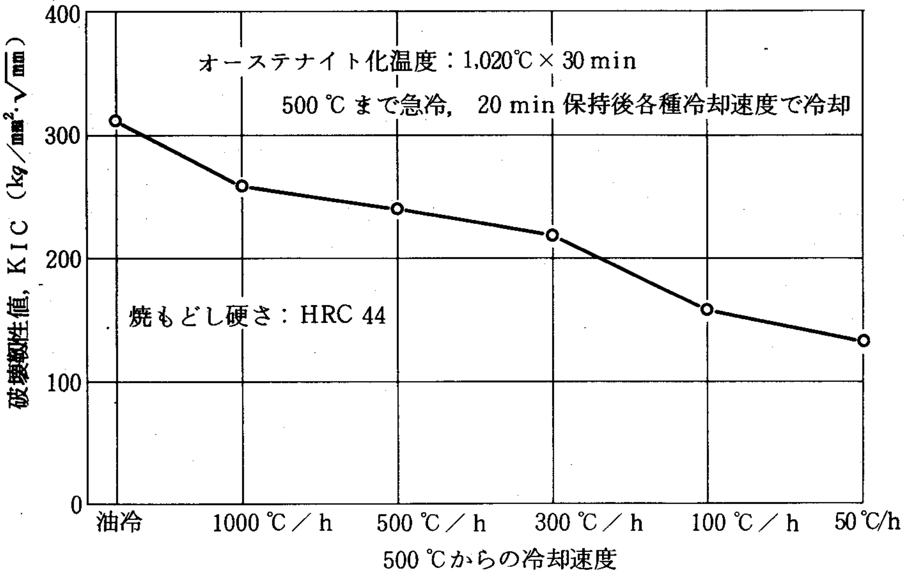


図 21　破壊靱性値KIC におよぼす 500℃まで急冷，保持後の冷却速度の影響
（SKD61）

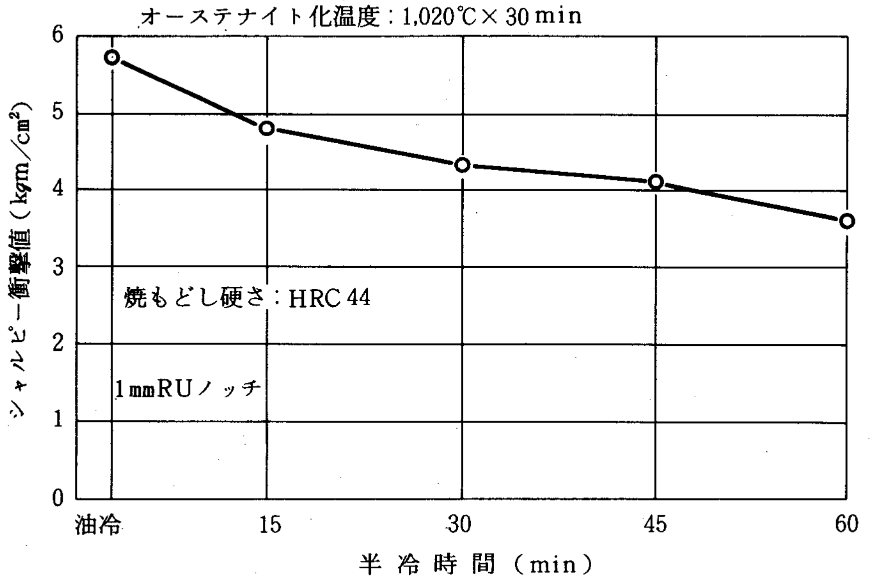
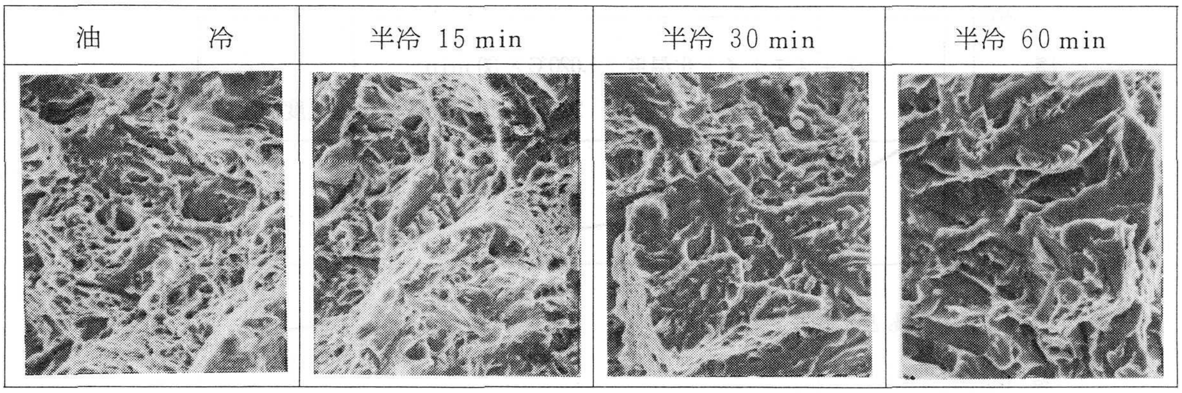


図 22　シャルピー衝撃値におよぼす焼入冷却速度の影響
（SKD61）

半冷 30 min より遅い冷却速度で長い破面模様があらわれ，破面単位の大きさは増大し，半冷 45，60 min では長い破面模様が全体的に形成され，ミクロ観察における長い上部ベイナイト粒の発達や有効結晶粒径の増大に対応した変化を示す。また，油焼入後の焼もどし硬さとKICの関係を図 23 に示す。KICは硬さHRC48～42.5で，硬さの低下に対し，ほぼ直線的に漸増し，HRC 42.5～41 で増加の割合がやや大きくなる。



オーステナイト化温度：1,020℃×30 min

写真 23　焼入冷却速度による焼もどし（HRC44）後のシャルピー衝撃試験片破面の形態変化
（SKD61，走査電顕像）　×1,000

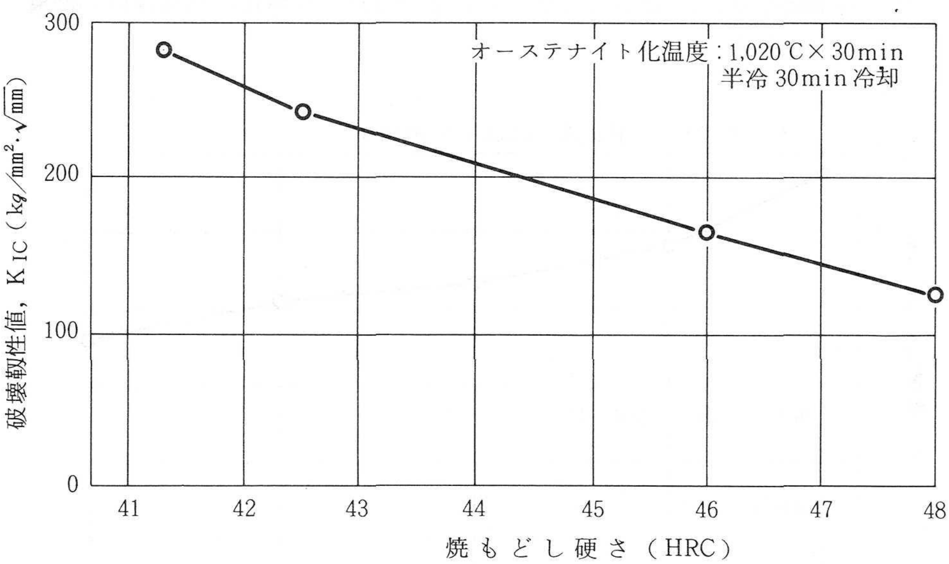


図 23　破壊靱性値 K_{IC} におよぼす焼もどし硬さの影響
（SKD61）

(4)　焼入冷却速度による疲労クラック進展特性の変化

油冷および半冷 30～60 min で冷却後 HRC44 に焼もどした場合の切り欠き疲労クラック進展性試験の結果を図 24 に示す。焼入冷却速度の低下にともない疲労クラック進展速度は若干増加し，またへき開型破壊に至るまでの限界のクラック深さは減少し，その結果へき開型破壊に至るまでの繰り返し回数は減少する。

疲労破面の走査電顕による観察の結果では，いずれもストライエーションをともなった破面を呈しており，冷却速度の大きい方がストライエーション形成の傾向がやや大きいようにみえるが，破面の形態に関し，明確な差異は見出せなかった。

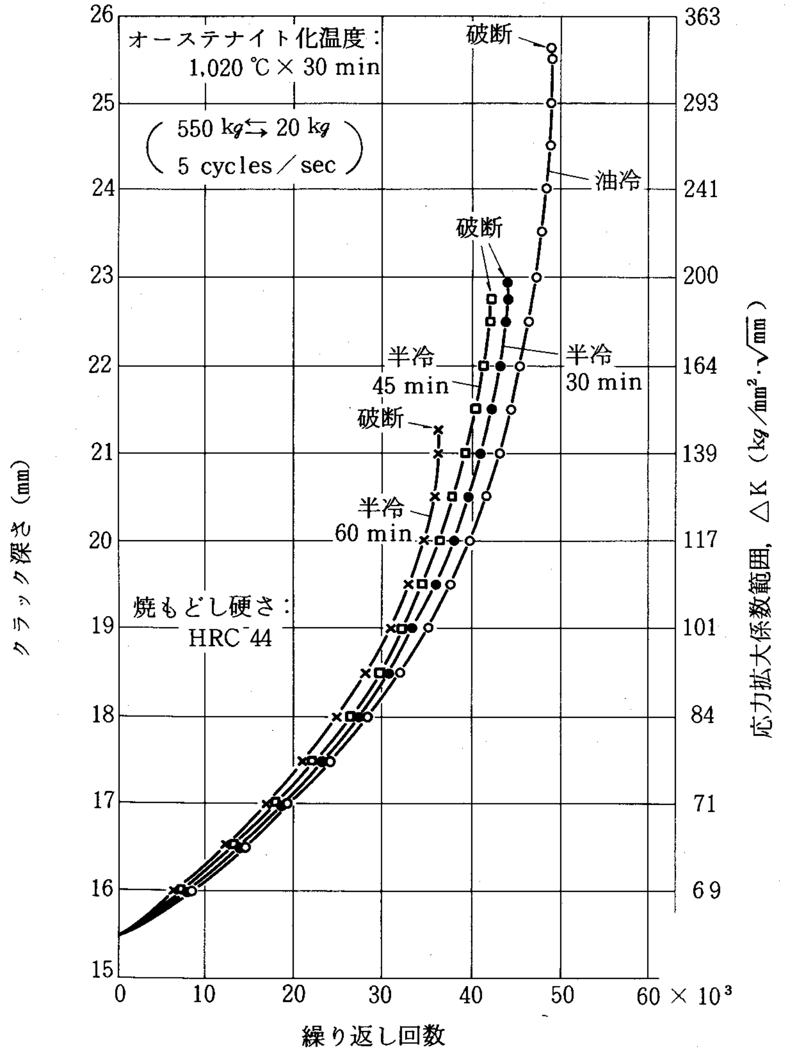


図 24　疲労クラック進展速度におよぼす焼入冷却速度の影響
(SKD61)

同様に油冷および半冷 30，60 min で焼入冷却後HRC44に焼もどした試料についての小野式回転曲げ疲労試験の結果を図 25 に示す。焼入冷却速度の低下にともない，同一応力水準における破断までの繰り返し回数，疲労限応力の漸減がみられる。

この場合も破断に至る限界のクラック進展深さは油冷の場合の方が大きいが，疲労破面の形態に関し明確な差異はみられなかった。また，油焼入後の焼もどし硬さと切り欠き疲労クラック進展特性試験の結果を図 26 に示す。焼もどし硬さの低下により，疲労クラック進展速度はやや減少するが大きな変化は生じない。

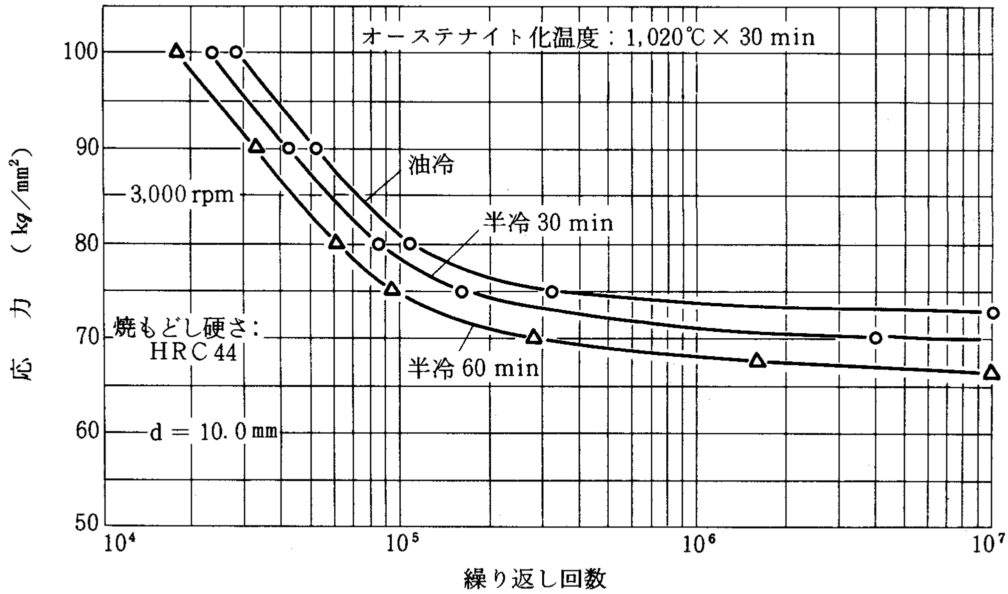


図25　回転曲げ疲労寿命におよぼす焼入冷却速度の影響
（SKD61）

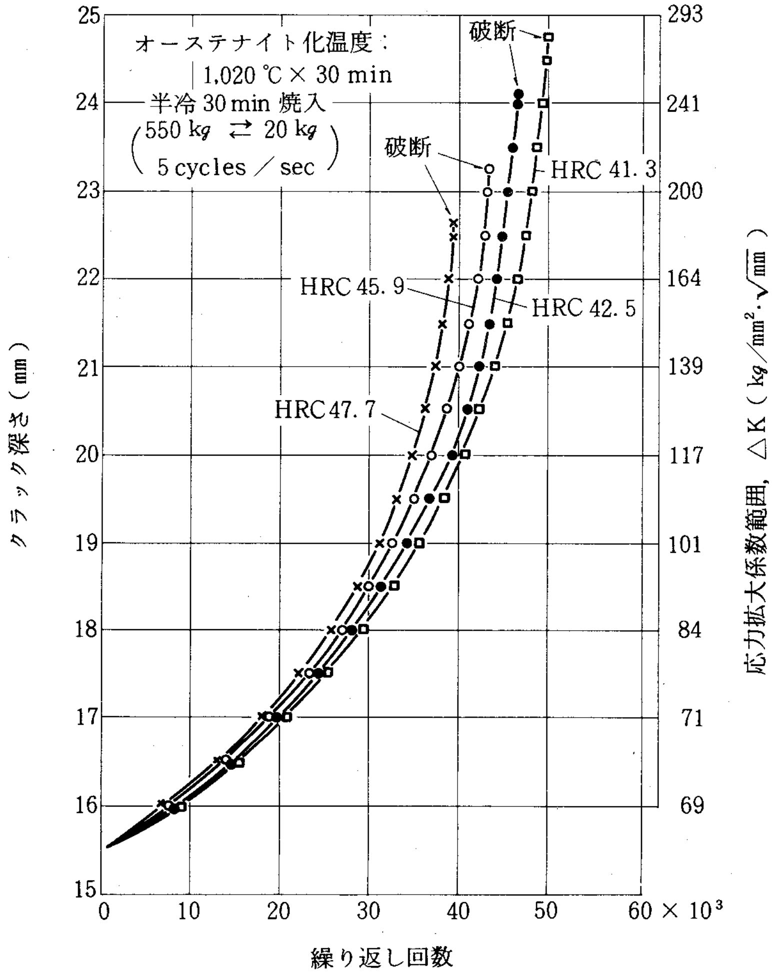


図 26　疲労クラック進展速度におよぼす焼もどし硬さの影響
（SKD61）

(5) 焼入冷却速度による衝撃遷移特性の変化

油冷および半冷 30～60 min の各冷却速度で焼入後HRC 44 に焼もどした試料についてVノッチシャルピー試験片による 20～300 ℃ での衝撃試験を行なった結果を図 27 に示す。

またクラック 1㎜進展部の破面の走査電顕による観察結果を写真 24 に示す。

焼入冷却速度の低下にともない衝撃遷移温度は上昇する。50％脆性破面遷移温度は，油冷：100～150 ℃，半冷 30 min：200 ℃，半冷 60 min：200～250 ℃である。延性破面温度域において，油冷試料の破面は半冷 30，60 min の場合の破面に対して，ディンプルの大きさならびに深さがやや大きく，かつ相対的に均一であり，一方半冷 30，60 min の場合，極微細ディンプル部の混在がみとめられ，深さも相対的にやや浅い。

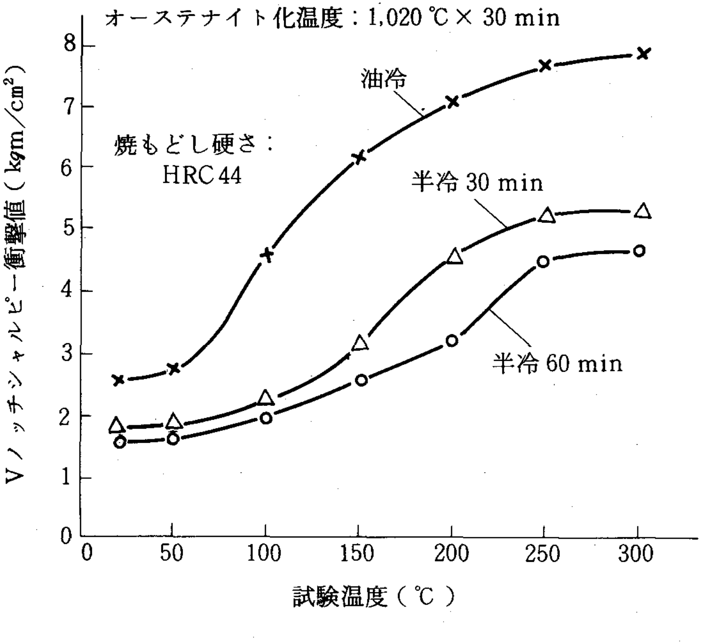


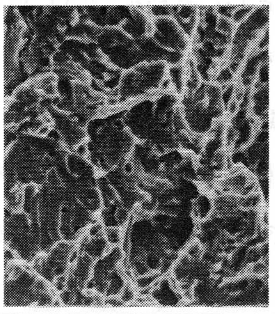
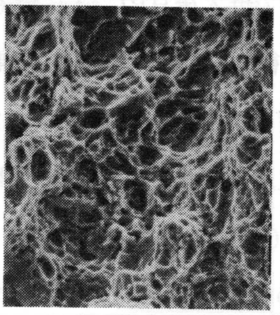
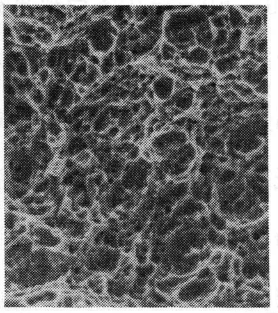
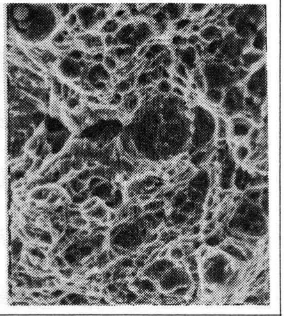
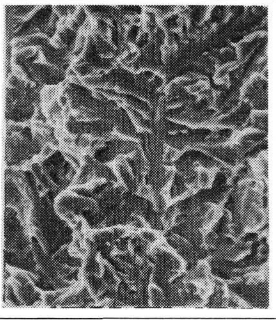
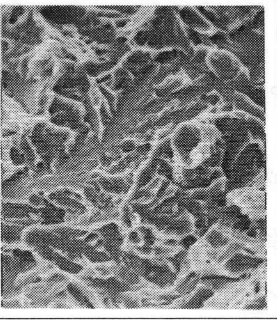
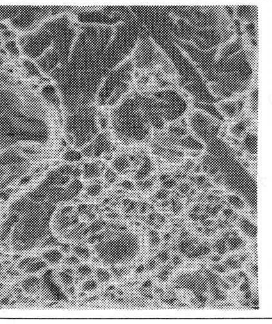
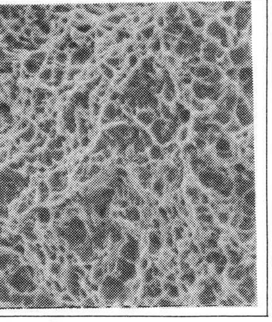
図 27　Vノッチシャルピー衝撃値におよぼす試験温度の影響（SKD61）

(6) 焼もどし温度による引張性質，シャルピー衝撃値の変化

油冷および半冷 30 min で焼入後 200～700℃の間の各種温度で焼もどしを行なった試料について引張性質およびシャルピー衝撃値を測定した結果を図 28 に示す。

半冷 30 min の場合の引張強さは焼もどし温度が 475 ℃ 以下では油冷の場合より低いが 500 ℃ 以上では油冷の場合より高くなり，525 ℃ で最高値を示すが，その値は油冷の場合の 475 ℃ であらわれる最高値よりも高い。

625 ℃ 以上で油冷の場合よりやや低くなる。半冷 30 min の場合の比例限，0.2％耐力は焼もどし温度が 500℃ 以下で油冷の場合より低いが，525 ℃ で油冷の場合より高くなり，525～550℃

	20 ℃	150 ℃	200 ℃	300 ℃
油冷				
半冷 30 min				

オーステナイト化温度：1,020℃×30 min
焼もどし硬さ：HRC 44

写真 24　焼入冷却速度による衝撃遷移特性試験片（Ｖノッチシャルピー）破面の形態変化
（SKD61，走査電顕像）　×1,000

で最大を示し，625℃を越える温度では油冷の場合よりやや低い。均一伸びは焼もどし温度が400℃までは変化しないが，450～475℃で増加し，最大を示し，それを越える温度では比例限，耐力の上昇とともに減少し，550～575℃で最低を示す。600℃以下では半冷 30 min の場合の方が高い。

全伸びは焼もどし温度 450℃にかけて僅かに減少するが，引張強さの最大を示す 475～500℃（油冷の場合），525℃（半冷 30 min の場合）で最低値を示し，525℃以上で油冷の場合の方が高い。

シャルピー衝撃値は焼もどし温度が 400℃以下では油冷の場合の方が高い。均一伸びの増大と伸び，絞りの減少を生じる 450℃で減少し，油冷，半冷 30 min の両場合で同一の値を示し，油冷の場合 525℃以上で回復に向うが，半冷 30 min の場合はより高温の 600℃以上で回復を示す。

(7)　試験温度と引張性質，シャルピー衝撃値の関係

油冷および半冷 30 min で焼入冷却し，HRC 44 に焼もどしたのち，20℃から 700℃までの各種温度で試験した場合の引張性質，シャルピー衝撃値を図 29 に示す。

高温引張強さは油冷，半冷 30 min で差が小さく，0.2％耐力は 600℃以下で半冷 30 min の場合の方がやや高いが，600℃以上ではその差は僅かとなる。

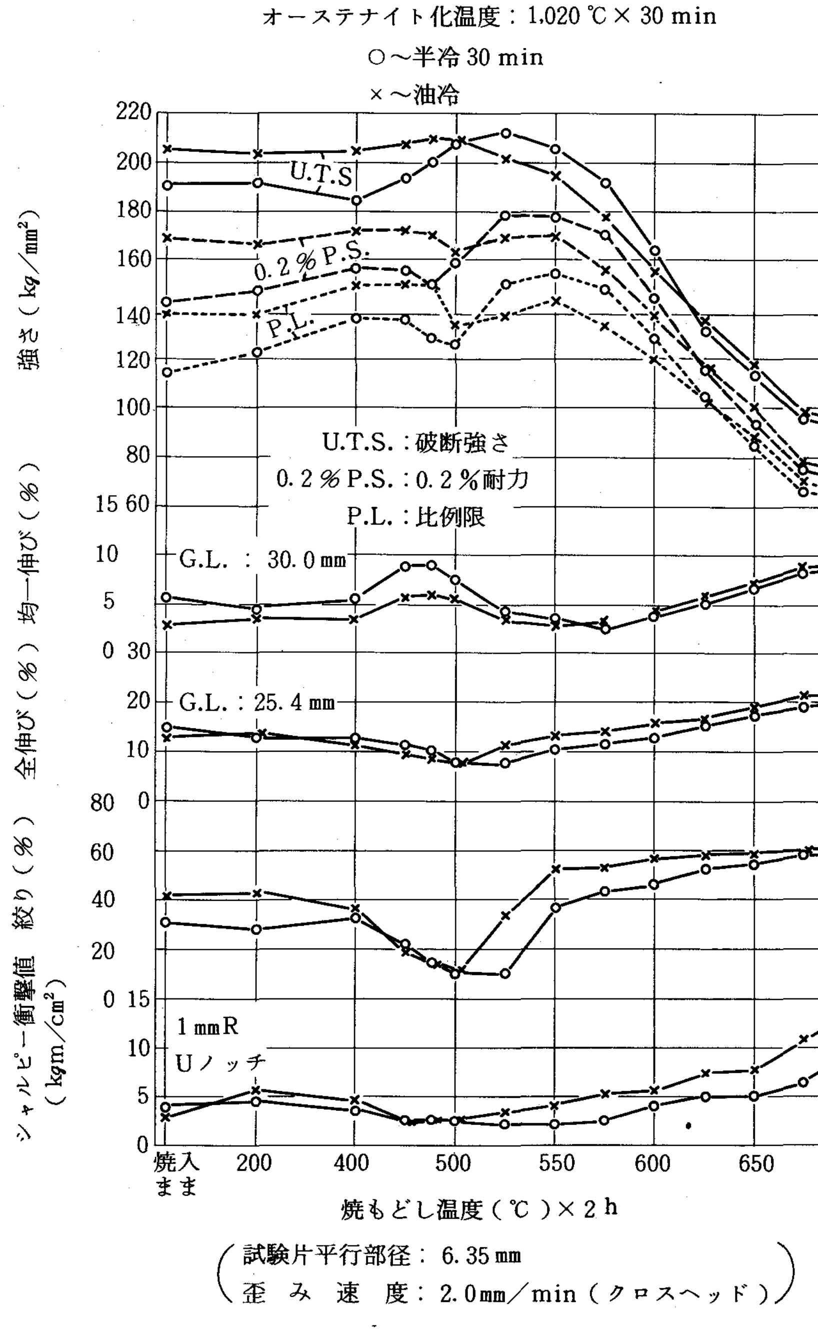


図 28　引張性質およびシャルピー衝撃値におよぼす焼もどし温度の影響（SKD61）

伸びは油冷の場合の方が僅かに高く，400 ℃までは油冷，半冷 30 min の場合ともほとんど変化なく，500 ℃以上で漸増する。シャルピー衝撃値は油冷の場合の方が半冷 30 min の場合よりも高く，400 ℃まで漸増し，400 ～ 500 ℃で横ばいを示し，550 ～ 600 ℃でやや減少するが，650 ℃以上で油冷，半冷 30 min の場合とも急増する。

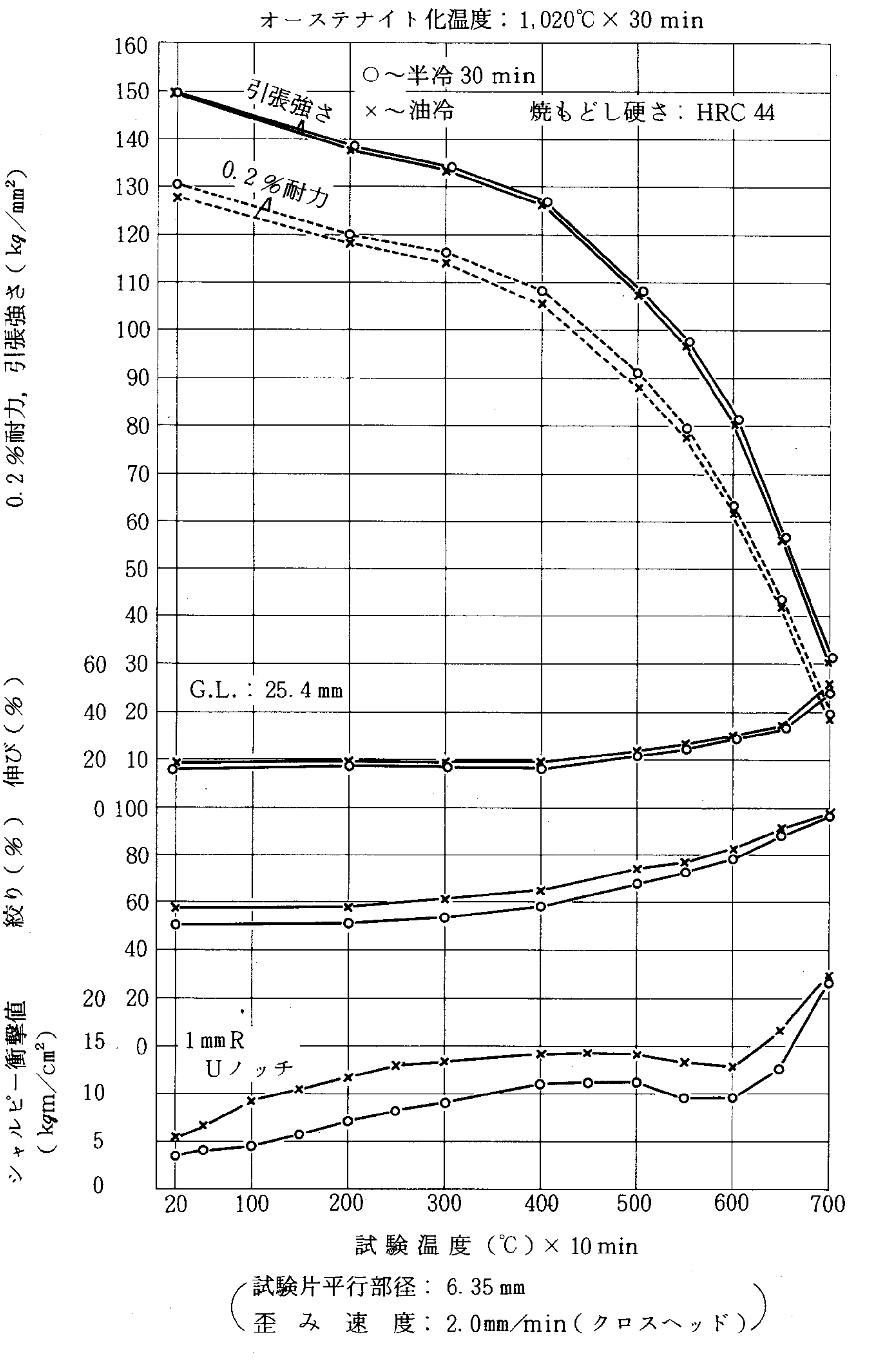


図 29　引張性質，シャルピー衝撃値におよぼす試験温度の影響（SKD61）

2.3.3 考　　察

(1) 焼入冷却速度ならびに焼もどし（HRC44）後のミクロ組織によるK_{IC}，シャルピー衝撃値の挙動

ミクロ組織とK_{IC}，シャルピー衝撃値の挙動を対照してみると，

(a) 半冷15 minの冷却でのK_{IC}等の低下は，マルテンサイトラス幅に対して幅，長さが相対的に大きいラス状上部ベイナイトが混在していて，ベイナイト粒境界への析出炭化物の粒度がやや増大し，連鎖状に分布する傾向を示すことに対応している。

(b) 半冷30 minの場合および500℃まで急冷後300℃/hの冷却を行なった場合のK_{IC}等の低下は，(a)に加えて長いベイナイト粒領域の生成（有効結晶粒径の増大）と針状の極微細析出炭化物の分布密度の増大に対応している。

(c) 半冷45～60 minおよび500℃まで急冷後300～100℃/hの冷却におけるK_{IC}等の低下は，上記要因に加えて，上部ベイナイト変態の一層の進行と有効結晶粒径が全般的に大きくなること，塊状上部ベイナイト化とこれに関連してベイナイト粒境界，旧オーステナイト粒界への炭化物の優先析出の傾向が増大すること，にそれぞれ対応している。

(a)の場合，上部ベイナイト化により，$M_3C \rightarrow M_7C_3$ 変態は抑制され，$M_{23}C_6$ とM_6C を主体とする炭化物がベイナイトラス境界に連鎖状により大きな粒度で析出したもので，指摘されているように，ラス幅の増大[61]とこれに沿う上記炭化物分布[30]の両者が靱性低下の要因と推察される。

(b)の極微細炭化物の分布が靱性の低下をまねくことはすでに指摘されている[62]。その析出量の増加は上部ベイナイト化により，焼もどし時にM_3Cの析出を生ぜず，$M_3C \rightarrow M_7C_3$ 変態が抑制され，分離核生成（separate nucleation）による基地中への極微細炭化物（M_2C）の析出量の増大をまねいたことによる[35]。

逆に上部ベイナイト化が進むことに伴なう$M_3C \rightarrow M_7C_3$変態の抑制は旧オーステナイト粒界，ベイナイト粒境界への$M_{23}C_6$，M_6Cを主体とした析出を増大させるが[63]，(c)の塊状上部ベイナイト化はベイナイト粒境界の分布密度を減少させ，その結果旧オーステナイト粒界への析出を一層促進したと考えられる。

すなわち，上部ベイナイト化によるK_{IC}，シャルピー衝撃値低下のミクロ組織的要因は，(i)ベイナイト粒幅の増大，粒境界に沿う析出炭化物の粒度の増加と連鎖状分布傾向の増大（マルテンサイト対比），(ii)有効結晶粒径の増大，(iii)極微細析出炭化物の分布密度の増大，(iv)塊状上部ベイナイト化とベイナイト粒境界，旧オーステナイト粒界への炭化物の優先析出傾向の増大，に集約される。

焼入冷却速度とHRC44に焼もどし後の引張性質との関係を調査した結果を表9に示す。

表9　引張性質（焼もどし硬さHRC44）におよぼす焼入冷却速度の影響
<オーステナイト化温度：1,020℃×30 min>　（SKD61）

	比例限 (kg/mm²)	0.2％耐力 (kg/mm²)	引張強さ (kg/mm²)	全伸び※1 (％)	均一伸び※2 (％)	絞り (％)
油冷	116.6	134.9	152.9	18.0	4.50	60.4
半冷30min	119.3	137.2	153.2	16.2	4.25	50.9
半冷60min	120.7	138.3	153.0	13.7	4.17	45.9

試験片平行部径：6.35 mm　歪み速度：2.0mm/min（クロスヘッド）
※1標点距離：25.4 mm　※2標点距離：30.0 mm

焼入冷却速度の低下により，比例限，0.2％耐力の増大と均一伸びの若干の減少，破断伸びの明らかな減少を示すが，これは極微細析出炭化物の分布密度の増大が一因と推察される。[62)]

なお，半冷90 min 前後より遅い冷却では，冷却時オーステナイト粒界への炭化物析出量の増加，さらにパーライト変態をともなうので，これが靱性低下の原因となることが考えられる。

(2)　焼入冷却速度と疲労クラック進展特性の関係

一般に同系統の材料では疲労クラックの進展速度 da/dN が ΔKに対してほぼ同一の挙動を示すと報告されていることは先記したが，本実験でも疲労クラックの進展速度は焼入冷却速度の低下により若干増加するが，その変化の程度は比較的小さい結果を得た。

本実験の場合，1サイクル当たりのクラック進展距離はクラック2.5mm進展部（a = 18.0mm）で，油冷の場合0.15μm/cycle，半冷60 min でもこれより若干大きい程度で，これはマルテンサイトラス幅やベイナイト粒幅よりも小さく，破面観察やクラック断面観察からクラック進展速度の変化に対応する組織因子を見出すには至らなかった。加工硬化性の大きい場合，クラック開口時に先端形状が丸味をおびやすいとの指摘[50)]，耐力の低い方がクラック閉口現象による有効応力拡大係数の低減効果は大きいとの指摘がなされていることは先記した。

これらを参考に判断すれば，焼入冷却速度の低下に起因する焼もどし時の極微細析出炭化物の分布密度の増加が耐力の上昇，加工硬化性の減少をまねき，これが上記のクラック先端に丸みをおびさせる作用や，クラック閉口現象による有効応力拡大係数の低減効果を相対的に小さくし，[51)52)] 1サイクル当たりのすべり変形量をやや大きくしたことが考えられる。

(3)　焼入冷却速度による衝撃遷移特性の変化

焼入冷却速度の低下による50％脆性破面遷移温度の上昇は，前記K_{IC}等に関して集約したミクロ組織的要因に対応するものと推察される。[27)28)]

延性破面温度域における衝撃値が冷却速度の低下により減少する点については，冷却速度の低

下によりディンプルの大きさが相対的に不均一となり，細かいディンプルの混在とディンプルの深さが減少することに対応している。

上部棚エネルギー値は空孔の生成とその成長，合体にかかわるもので，空孔の分布密度が低く，かつ深い方が大きいと指摘されている。[29)57)58)] この点を考慮して判断すれば，上部ベイナイト化により，広幅化したベイナイト粒境界や旧オーステナイト粒界等への炭化物の連鎖状析出など炭化物の分布が不均一になること，極微細析出炭化物の分布密度の増加による延性の減少などが，ディンプルの発生をやや不均一にするとともに，その十分な成長，合体をさまたげ，上部棚エネルギー値を相対的に低くしたことが考えられる。

(4) 焼もどし温度による引張性質，シャルピー衝撃値の変化

焼もどし温度 500℃以下で半冷 30 min の場合の方が油冷の場合に対比して比例限，0.2％耐力が低いが，一方均一伸びが大きいことに示されるように加工硬化性は大きく，引張強さにおいては両者の差は接近している。これは上部ベイナイト生成にともなってCを濃化した多量の残留オーステナイトの影響によると考えられる。

転位上への微細な特殊炭化物の析出と残留オーステナイトの分解が開始する温度の直下に相当する 475 ～ 500℃の焼もどしで比例限，耐力は最低値を示す。これはマルテンサイトラスや，ベイナイト粒の境界を主体に，また一部粒内にも M_3C が析出している点より固溶強化作用の減少が一原因と考えられる。

一方，上記 M_3C 粒の非整合析出分布，また引張変形における残留オーステナイトのマルテンサイト化傾向の増大などにより加工硬化性は最大となり，引張強さの増大を開始したものと推察される。

転位上への微細な特殊炭化物MCの整合析出を開始し，かつ残留オーステナイト量の大幅な減少をともなう 525 ～ 550℃の焼もどしで，比例限は上昇するが，油冷の場合その上昇の程度は小さく，半冷 30 min の場合の方が高く，この場合加工硬化性との組み合せにより 525℃で引張強さは最大を示す。油冷の場合の引張強さの最大が 475 ～ 500℃の焼もどしで生じ，500℃を越える温度で減少し，半冷 30 min の場合より低くなるのは極微細析出炭化物の析出による強化への寄与が，半冷 30 min の場合より低いことを示すものと推察される。

これはミクロ組織観察でみられたように半冷 30 min の場合の方が 500℃を越える焼もどし温度での強化に寄与する極微細炭化物の有効析出量が多いことに対応している。焼もどし温度が 625℃以上で半冷 30 min の場合の強度が油冷の場合よりもやや低くなるのは，旧オーステナイト粒界への $M_{23}C_6$ の析出が増加し，炭化物の凝集がすすみ，強化に寄与する極微細析出炭化物の分布密度が減少することに対応している。

この場合625℃以上で油冷の場合に対比すれば，極微細析出炭化物の分布密度はやや高いが，引張強度は油冷の場合よりやや低いのは固溶強化による寄与が油冷の場合より小さいためであろう。

シャルピー衝撃値は焼もどし温度が450℃で減少を示し，油冷の場合550℃以上で漸次回復を示すのに対し，上部ベイナイトの場合回復を開始する温度が高く，600℃以上で回復を開始する。焼もどし温度の上昇にともなう衝撃値の回復がより高温までずれるのは，極微細析出炭化物の分布密度が油冷の場合よりも高く，また旧オーステナイト粒界への$M_{23}C_6$，M_6Cの析出量の増加が油冷の場合よりも多いためと考えられる。

(5) 焼入冷却速度による高温引張強さの変化

700℃までの高温引張強さは，400℃以下では油冷および半冷30 min の冷却の両試料間で差がなく，500～600℃で僅かに半冷30 min の場合の方が高く，650～700℃では差がない。

この原因については，

(i) 400℃までは初期硬さが支配的となり，油冷および半冷30 min の冷却の両試料間で高温引張強さに差が生じなかったものと推察され，

(ii) 500～600℃で半冷30 min の場合の方が高温強度が高いのは極微細炭化物の析出分布による寄与が支配的となり，その分布密度の高い半冷30 min の場合の方が高い引張強さを示したものであろう。

650～700℃で差が生じなかったのは，半冷30 min の場合の方が油冷の場合よりも相対的に極微細析出炭化物の分布密度はやや高いが，密度の水準自体は大きく減少しており，一方固溶強化の寄与は油冷の場合よりも低く，総合効果として両者同等の引張強さを示したものと推察される。

0.2％耐力についても，引張強さの場合と同様の傾向がみとめられたが，そのミクロ組織要因も同様と考えられる。

2.3.4 結　言

0.4C－5Cr－Mo－V鋼，SKD61の高温強度，靱性におよぼすミクロ組織の影響について研究し下記結果を得た。

(1) 平面歪み破壊靱性値K_{IC}，シャルピー衝撃値（焼もどし硬さHRC44）は焼入冷却速度の低下にともない漸減する。

(2) 上記靱性の変化は，上部ベイナイト変態の生成挙動とこれに関連した焼もどし時の炭化物の析出，凝集挙動に対応しており，靱性変化のミクロ組織的要因は，

(a)　上部ベイナイト組織の生成と生成量の増加，

(b)　ベイナイト粒幅の増大およびベイナイト粒境界に沿う析出炭化物の粒度の増加と連鎖状分布傾向の増大（マルテンサイト対比，半冷 15 min など），

(c)　極微細析出炭化物の分布密度の増大（半冷 15 ～ 30 min より），

(d)　有効結晶粒径の増大（半冷 30 ～ 45 min より），

(e)　塊状上部ベイナイト化とこれに関連してベイナイト粒境界，旧オーステナイト粒界への炭化物の優先析出傾向の増大（半冷 45 ～ 60 min），に集約される。

焼入冷却速度の低下にしたがって，上部ベイナイトは(b)→(e)の段階を経て靱性を低下させる。

(3)　疲労クラック進展速度は焼入冷却速度の低下によりやや増加するが，これは上部ベイナイト化にともなう焼もどし時の極微細析出炭化物の分布密度の増加が一因と考えられる。

(4)　高温引張強さについては，400℃以下では油冷によるマルテンサイト，半冷 30 min の冷却による上部ベイナイト主体の組織の両場合で同等であり，500 ～ 600℃で僅かに半冷 30 min の場合の方が高く，650 ～ 700℃では同等である。これらの挙動は 400℃までは強化の機構にかかわらず初期強度が支配的であること，500 ～ 600℃では極微細析出炭化物の分布密度の大，小が支配的であり，半冷 30 min の場合の強度が上まわったこと，650℃以上では極微細析出炭化物の分布密度が大きく減少し，極微細析出炭化物の分布密度の相対的に高い半冷 30 min の場合と固溶強化が相対的に大きい油冷の場合とで差がなくなったことによるとの判断を行なった。

以上，もっとも代表的な 5 Cr 系熱間工具鋼について，靱性，高温強度とこれを構成するミクロ組織因子を明らかにし，ベイナイト変態域の冷却速度の制御が特性制御の要点となることを明らかにした。

また，熱間工具鋼としての高温強度は焼入強化だけでは得られず，500℃を越える焼もどし温度での MC，M_2C などの析出強化を併用しなければならないが，靱性を重視する場合焼入強化による寄与を主体とし，極微細析出炭化物の分布密度を低くおさえることが有利であること，逆に高温強度を重視する場合，析出強化による寄与を主体とし，析出炭化物の凝集抵抗を大きく保つことが必要であることを明らかにした。

本鋼は高めの靱性と中位の高温強度を示すが，靱性面では，(1) Cr 量が高く，500℃を越える焼もどし温度で $M_3C \rightarrow M(Cr)_7C_3$ 変態による粒状炭化物の生成量が多く，強化に寄与する MC，M_2C の分布密度が低く，(2) マルテンサイト化傾向が大きく，塊状上部ベイナイト化しにくいため，(1)とあいまって M_6C の過度の粒界析出を生じにくく，有利なミクロ組織形態を示すこと，一方，高温強度面では(1)の点および 600℃を越える温度への昇温により，凝集のはやい $M(Cr)_{23}C_6$ が粒界に生成するため中位相当のミクロ組織形態を示すこと，によって裏付けられ

ることを示した。

2.4　SKD7[64]

マルテンサイト鋼SKD7は油焼入鋼に分類され，高温強度が高いことを特徴とするが，[65)～68)] 高温強度のすぐれた材料にともないがちな靱性の低下が比較的少く，使用時の割れ事故がSKD8などの場合に比して少ないため，近年精密熱間鍛造型の用途に使用される例が増えつつある。本鋼は焼入冷却速度の低下による靱性減少の傾向が5Cr系鋼の場合よりも大きく，焼入冷却作業の管理が重要とされている。[69]

しかしながら，焼入冷却速度の影響を含めた本鋼の特性を構成するミクロ組織要因の解明は十分でなく，型長寿命化を目的とした高強度型材の開発，熱処理条件の検討を含めた総合対策を今後正しくすすめる上で，この点の解明はきわめて重要になって来た。

2.4.1　試料および実験方法

試料は0.35C－3Cr－3Mo－0.5V鋼，SKD7で化学組成を表10に示す。

素材断面寸法は直径200㎜で，弧光式電気炉で溶製し，鍛錬成形比6以上に熱間成形し，850℃で焼なまし処理した。試験片は中心と表面との中間位置から鍛伸方向に採取して実験に供した。

表10　試料の化学組成（wt ％）

C	Si	Mn	Cr	Mo	V
0.35	0.30	0.33	2.82	2.75	0.47

(1)　焼入冷却速度によるミクロ組織挙動の観察

1,020℃×30 minオーステナイト化後，油冷および半冷1～60 minで連続冷却した場合のベイナイト変態挙動をミクロ観察，硬さ測定および温度－寸法挙動（フォーマスターによる）により調べた。

つぎに，焼入冷却時オーステナイト基地からの炭化物の析出を抑制するため，500℃まで急冷（空冷）後油冷および4,000～300℃/hの各種冷却速度で冷却した場合のベイナイト変態挙動をミクロ組織の面から観察した。

また，上記の各焼入冷却後の試料を400℃から700℃までの間の各種温度で2h焼もどした場合の炭化物の析出，凝集挙動を抽出レプリカ法による電顕観察，X線，電子線回折により調べた。試験片の寸法は12㎜×12㎜×6㎜である。

(2)　機械的性質の測定

(a)　ミクロ組織観察試料と同様に各種速度で焼入後HRC44に焼もどし（焼もどし温度635～650

℃×1.5 h空冷，引続き30℃低い温度で1.5 h空冷）した場合の破壊靱性値KIC，疲労クラック進展特性，シャルピー衝撃値を測定した。

さらに衝撃遷移特性，引張性質を測定した。また，試験後破面観察を行なった。

(b) 半冷20 min の冷却によって得た上部ベイナイト主体の試料および油冷により得たマルテンサイト試料につき，

(i) 700℃までの各種温度で焼もどした場合の引張性質，シャルピー衝撃値，

(ii) HRC44に焼もどし後700℃までの各種温度で試験した場合の引張性質，シャルピー衝撃値，700℃，15kg/mm²の条件でのクリープ破断特性を調査した。

試験片，試験条件は2.2.1と同様である。

2.4.2 実験結果

(1) 焼入冷却速度によるベイナイト変態特性，ミクロ組織の変化

1,020℃から半冷1～60 min で連続冷却した場合のベイナイト変態線図を図30に示す。なお，恒温ベイナイト変態線図を図31に示す。

また，油冷および半冷20 min の各冷却および500℃まで急冷（空冷）後4,000℃/h，500℃/h で冷却の場合の光学顕微鏡像を写真25に，二段レプリカ電顕像を写真26に示す。

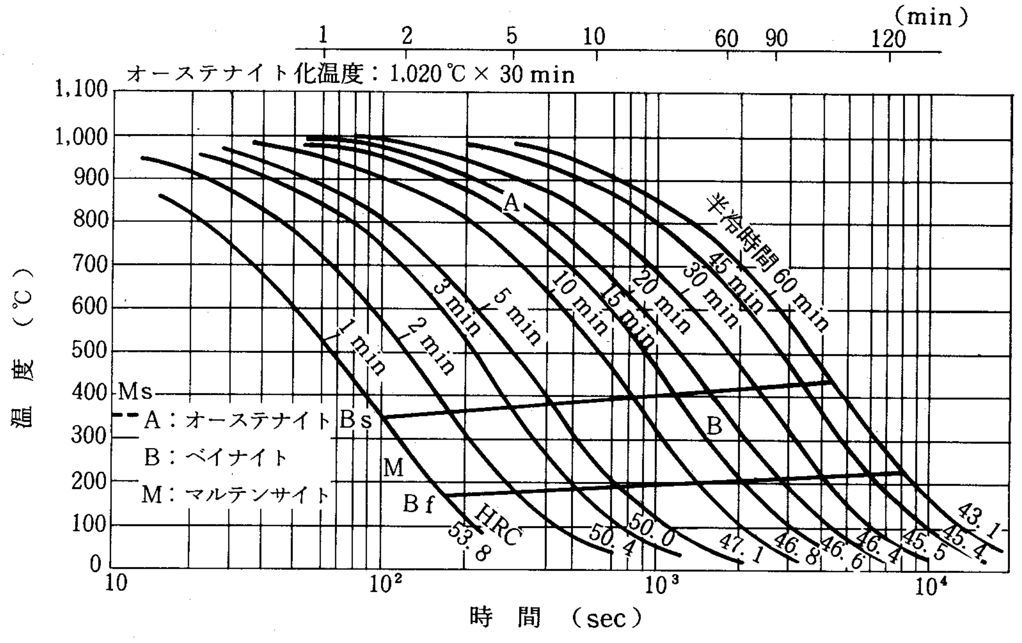


図30　連続冷却ベイナイト変態線図
（SKD7）

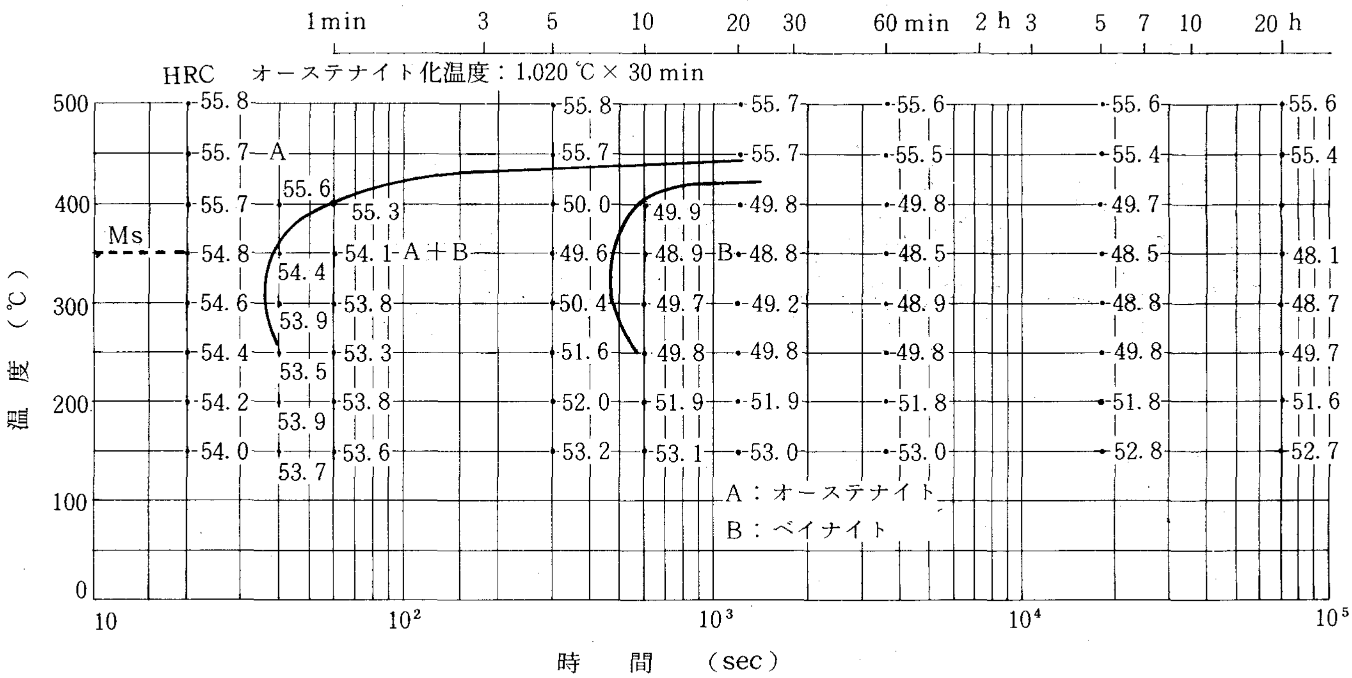


図31 恒温ベイナイト変態線図（SKD7）

オーステナイト平均粒度はＪＩＳ№ 8.5，残留炭化物の面積率は0.95 %，平均粒径は0.50 μm（粒径0.15 μm以上の炭化物につき測定）である。油冷ではラス状マルテンサイト，半冷 1 min の冷却で一部細長い上部ベイナイトを生成し，半冷 3 min では上部ベイナイト量は急増し，約70 %となる。

その形態はＢ－Ⅰ型でやや長いラス状を呈し，へき開破壊の破面単位に相当する有効結晶粒径が油冷によるマルテンサイトの場合よりも大きくなる。

半冷 5 ～ 10 min で上部ベイナイト量は 70 %を越え，Ｂ－Ⅰ型ではあるがベイナイト粒幅は増大し，塊状化傾向を示し，ベイナイト粒境界および旧オーステナイト粒界部に片状の残留オーステナイトが多量に生成する。

マルテンサイトの平均ラス幅 0.2 μm に対し，上部ベイナイト粒幅は半冷 3 min：0.4 μm，半冷 5 ～ 10 min：0.5 μm，さらに半冷 15 ～ 30 min では 0.7 ～ 0.8 μm となり，塊状化が進む。

残留オーステナイト量は，油冷：３％，半冷 3 min ：９％，半冷 10 min：12%，半冷 20 min：18 %である。

下部ベイナイト（ベイナイト粒内に微細炭化物の析出をともなう）は，半冷 1 ～ 3 min でわずかに生成し，これより遅い冷却ではみとめられなかった。500 ℃まで急冷後，等速冷却の場合，4,000 ℃/h で少量のラス状上部ベイナイト（Ｂ－Ⅰ型）を生成し，1,000 ℃/h では全面にわたって上部ベイナイト化がすすみ，また一部塊状化傾向を示し，有効結晶粒径が増大し，500 ～ 300 ℃/h

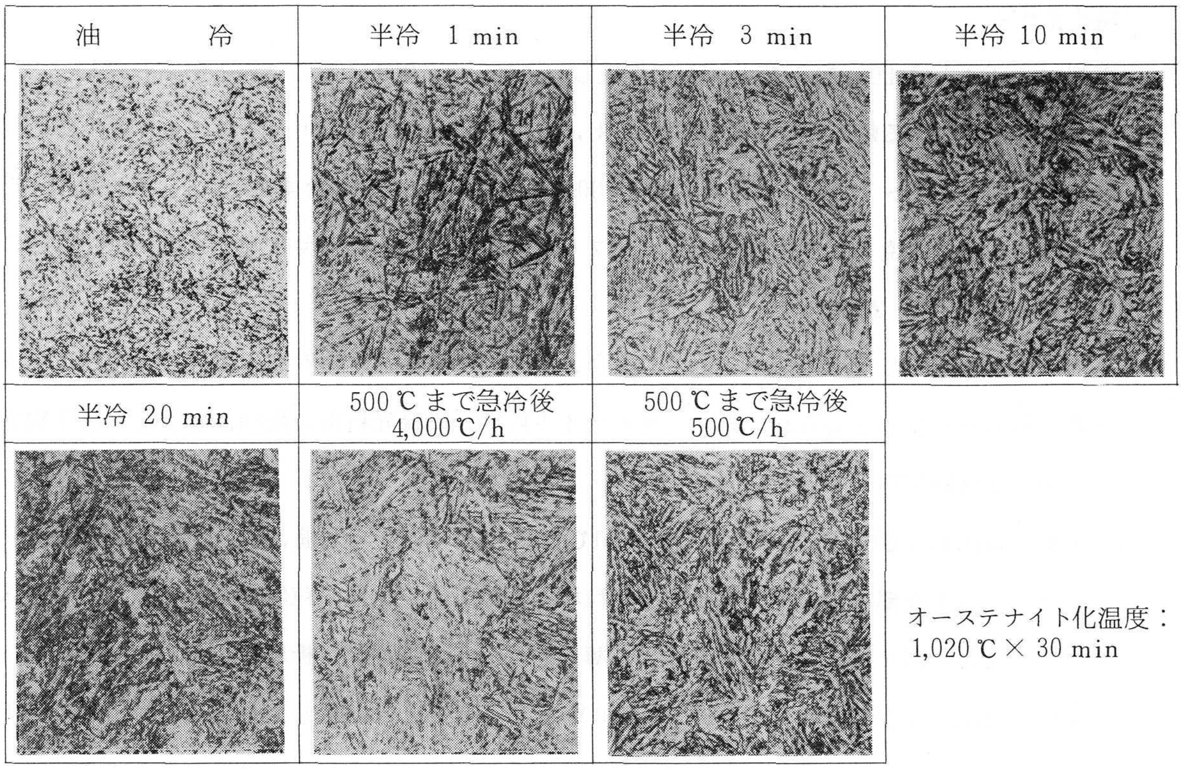


写真25　焼入冷却速度による焼入組織の変化
（ＳＫＤ７，光学顕微鏡像）

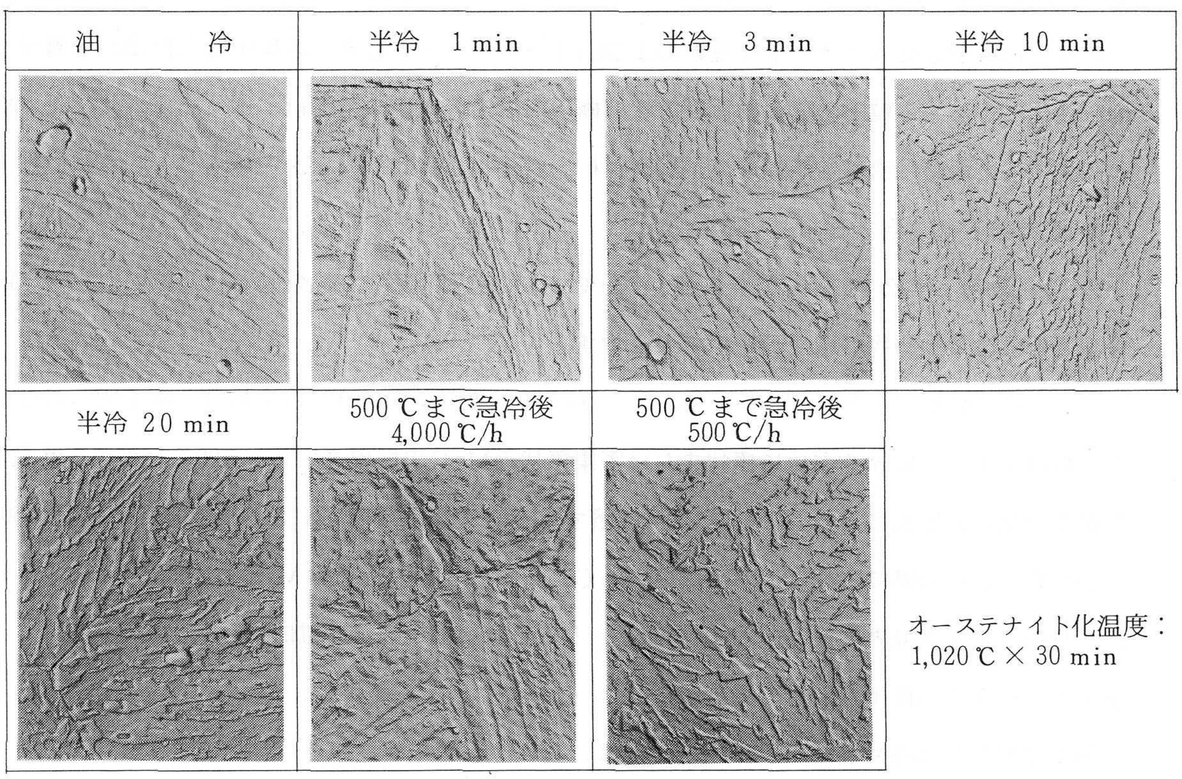


写真26　焼入冷却速度による焼入組織の変化
（ＳＫＤ７，二段レプリカ電顕像）

で塊状化する。

下部ベイナイトは4,000℃/hでわずかに生成し，4,000～1,000℃/hではみとめられない。

(2) 焼入冷却速度による焼もどし時の炭化物析出，凝集形態および残留オーステナイト量の変化

油冷および半冷1～10 minの冷却，また500℃まで急冷（空冷）後4,000℃/h，500℃/h で冷却の後HRC44に焼もどした試料の抽出レプリカ電顕法による析出炭化物の分布および形態の電顕組織を写真27，28に示す。

(a) 油冷により生成したマルテンサイトの場合，密に分布するラス境界を主体に，ラス内にも炭化物の析出分布がみとめられ，旧オーステナイト粒界への優先析出の傾向は小さく，炭化物の析出分布は微細で均一である。

(b) 半冷1 minおよび500℃まで急冷後4,000℃/hの冷却では，ラス幅，長さが大きいラス状上部ベイナイト生成部において，ベイナイト粒境界への析出炭化物の粒度がやや大きく，連鎖状を呈し，また，旧オーステナイト粒界に，薄いが連続した炭化物の析出分布がみとめられる。

(c) 半冷3 minおよび500℃まで急冷後1,000℃/hの冷却では，大部分を占める広幅化したベイナイトの粒境界を主体に粒状炭化物の連鎖状析出分布がみとめられ，旧オーステナイト粒界への優先析出の傾向がやや大きくなる。

(d) 半冷5～20 min および500℃まで急冷後1,000～500℃/hの冷却ではさらに広幅化して分布密度の減少したベイナイト粒境界および旧オーステナイト粒界への集中的な析出が一層進む。

(e) 強化に寄与する粒内の雲状および針状の極微細析出炭化物の分布は，ベイナイト化により均一化すると同時に密度を増加する。極微細析出炭化物は雲状のMCを主体とし，これに針状のM_2Cが混在する形となっている。

表11に油冷，半冷20 minで焼入後，700℃までの各種温度に2h焼もどした試料のX線，電子線回折による炭化物の構造同定の結果を示す。

ミクロ組織観察の結果を併せ整理すると，油冷によるマルテンサイトの場合，焼もどし温度が500℃以下でラス境界を主体に棒状または密集棒状のM_3Cの析出を生じ，500℃を越える焼もどし温度でMCの生成にともないM_3Cは再固溶するが，一部は残存し，さらに焼もどし温度が600～650℃で，その場核生成による$M_3C \rightarrow M_7C_3$ 変態を生じ，粒状のM_7C_3を生成するとともに密に分布するラス境界にM_6Cの析出が進む。700℃ではM_7C_3 の増加と凝集，M_6Cの旧オーステナイト粒界への析出が大きく進む。

強化に寄与する極微細析出炭化物としては，500℃を越える焼もどし温度でまず雲状のMCを生成し，650℃ではこれに加えて針状のM_2Cが生成，混在し，700℃では極微細析出炭化物の分布密度が大きく減少する。

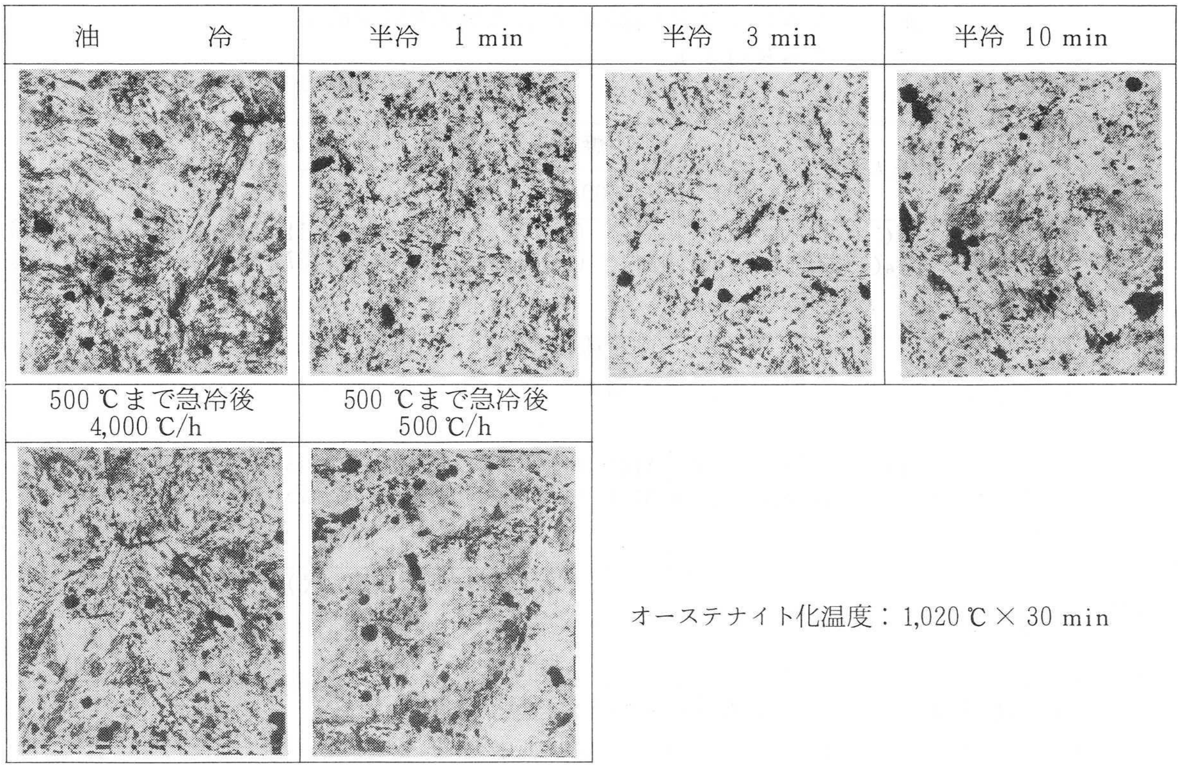


写真 27　焼入冷却速度による焼もどし（ HRC44 ）時の炭化物析出分布形態の変化
（ SKD7，抽出レプリカ電顕像 ）　×4,000

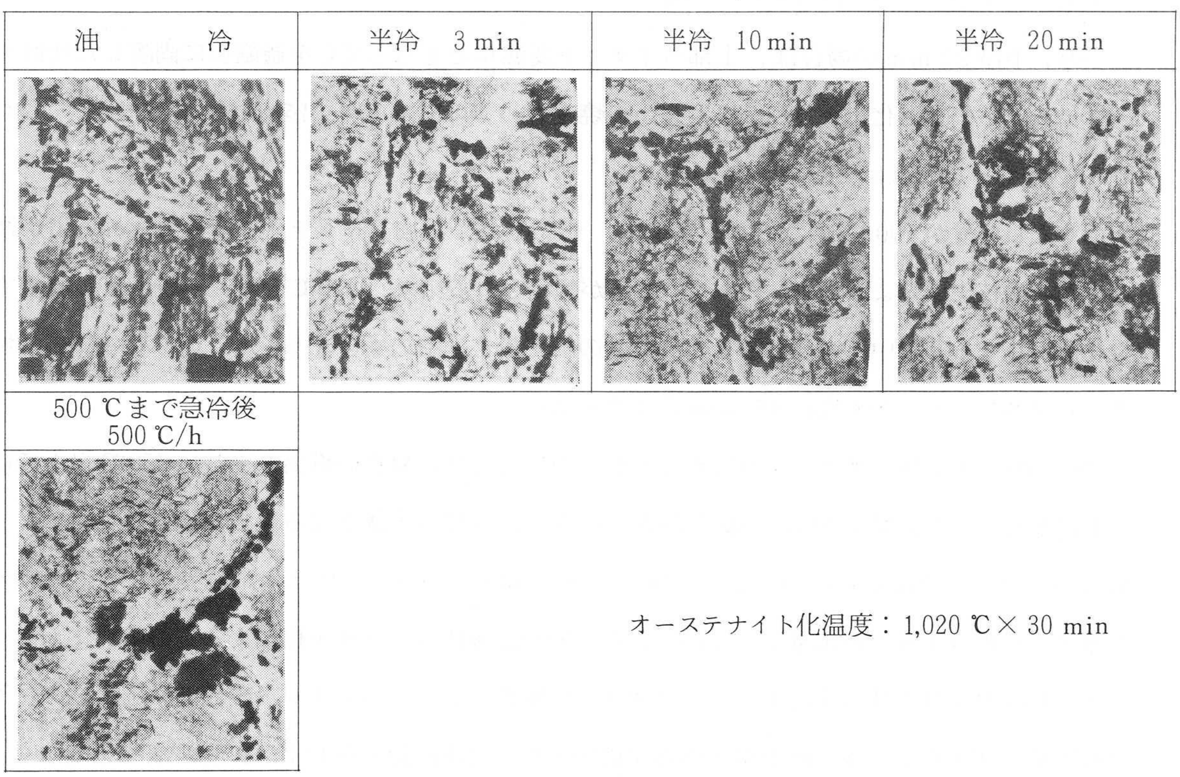


写真 28　焼入冷却速度による焼もどし（ HRC44 ）時の炭化物析出分布形態の変化
（ SKD7，抽出レプリカ電顕像 ）　×20,000

表 11　X線および電子線回折による炭化物同定結果
(SKD7)

オーステナイト化温度：1,020 ℃ × 30 min

		焼入まま	焼もどし温度（℃）× 2 h					
			400	500	550	600	650	700
油冷	X 線 (CoK α)	MC (9) M_6C (22)	MC (9) M_6C (22)	MC (10) M_6C (24)	MC (13) M_6C (26)	MC (14) M_6C (37)	MC (15) M_6C (47) M_7C_3 (36)	MC (16) M_6C (74) M_7C_3 (110)
油冷	電子線	—	—	(密集棒状) M_3C	—	—	—	—
半冷 20 min	X 線 (CoK α)	MC (10) M_6C (23)	MC (10) M_6C (23)	MC (10) M_6C (23)	MC (12) M_6C (25)	MC (13) M_6C (28)	MC (17) M_6C (36) M_7C_3 (15)	MC (18) M_6C (63) M_7C_3 (74) $M_{23}C_6$ (6)
半冷 20 min	電子線	—	—	—	(雲 状) MC	(雲 状) MC	(雲 状) MC (針 状) M_2C	(雲 状) MC (針 状) M_2C

( )内の数字はチャート上の回折図形の高さ (目盛) を示す。

MC：(111) 面　M_6C：(422) 面　M_7C_3：(102) 面　$M_{23}C_6$：(422) 面

強化の主体となる炭化物はMCである。

一方，半冷 20 min の場合は，上部ベイナイト変態にともなってCを過飽和に固溶した残留オーステナイトの安定化により，500 ℃ 以下の焼もどしでのM_3Cの析出をほとんど生ぜず，したがってM_7C_3 の生成は相対的に少ない。

焼もどし温度が 700 ℃ ではM_6Cを主体に，一部$M_{23}C_6$ の旧オーステナイト粒界への析出が進む。その場核生成による$M_3C \rightarrow M_7C_3$ 変態が抑制される結果，500 ℃ を越える焼もどし温度で強化に寄与する基地中への極微細析出炭化物の析出量が油冷の場合より多く，700 ℃ までの各焼もどし温度でその分布密度が油冷の場合よりも高い。

油冷の場合と同様，焼もどし温度が 600 ℃ 以下では雲状のMCの析出を生じ，650 ℃ 以上ではこれに加えて一部針状の M_2C の混在がみられるが，強化の主体となる炭化物はMCである。M_6Cを主体に一部$M_{23}C_6$ の析出はベイナイト粒の境界，旧オーステナイト粒界に生じ，マルテンサイトの場合よりも析出量は少ないが，その分布は塊状ベイナイト化による粒の広幅化 (ベイナイト粒境界密度の減少) により，ベイナイト粒境界，旧オーステナイト粒界の単位面積あたりの析出量の増加をまねき，析出炭化物の連鎖状あるいは連続的分布および粒度の増加をまねく。

焼もどしにおける残留オーステナイトの分解挙動を図 32 に示す。

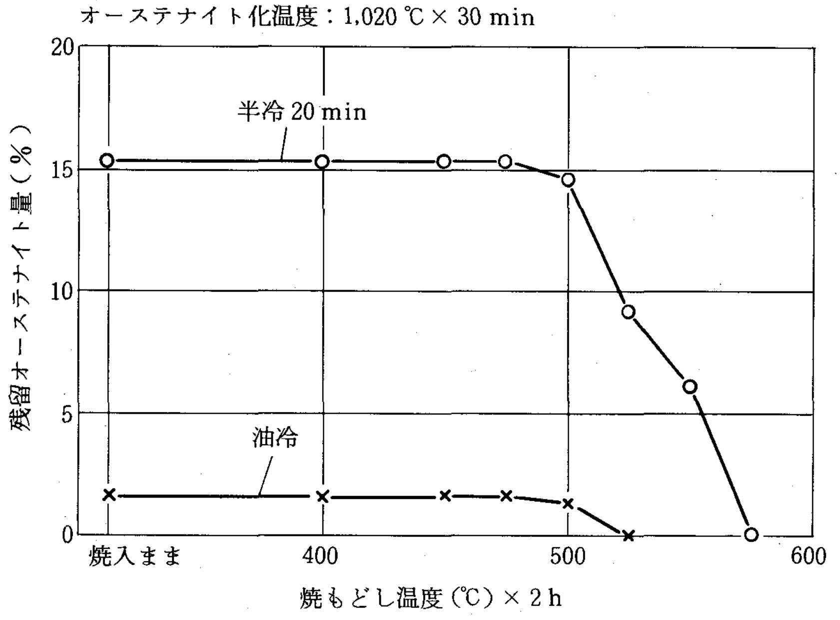


図 32　残留オーステナイト量におよぼす焼もどし温度の影響（ＳＫＤ７）

油冷の場合残留オーステナイトは525℃の焼もどしで完全に分解するが，半冷 20 min の上部ベイナイト変態時の残留オーステナイトは安定で，550℃でも６％残存し，575℃で分解を完了する。

(3) 焼入冷却速度によるKIC，シャルピー衝撃値の変化

油冷および半冷１～30 minの各冷却速度で焼入後HRC44 に焼もどした試料，また500℃まで急冷（空冷）後，油冷および4,000～300℃/hの各冷却速度で焼入し，HRC44 に焼もどした試料について破壊靱性値KIC を測定した結果を図 33，34 に示す。KICは，

(a) 連続焼入冷却の場合，油冷では203 kg/mm²・√mm であるのに対し，半冷１minでは 151 kg/mm²・√mm，半冷３minでは 122 kg/mm²・√mm と明らかに減少し，それより遅い冷却速度ではごくゆるやかに減少する。

(b) 500℃まで急冷後各種冷却の場合，4,000℃/h（ベイナイト変態域 450～200℃ における冷却速度でほぼ半冷３minに相当）で150 kg/mm²・√mm であるが，1,000℃/h（ベイナイト変態域 450～200℃における冷却速度で半冷 10 min に相当）で118 kg/mm²・√mmと明らかに減少する。500℃までの急冷はKIC をわずかに改善するようにみえるが，大きな影響を与えない。

油冷および半冷時間１～30 minの各速度で焼入後 HRC44 に焼もどした試料のシャルピー衝撃値（２mmUノッチ）を図 35 に示す。シャルピー衝撃値はKIC の場合よりもややゆるやかな変化を示すが，類似の傾向がみとめられた。

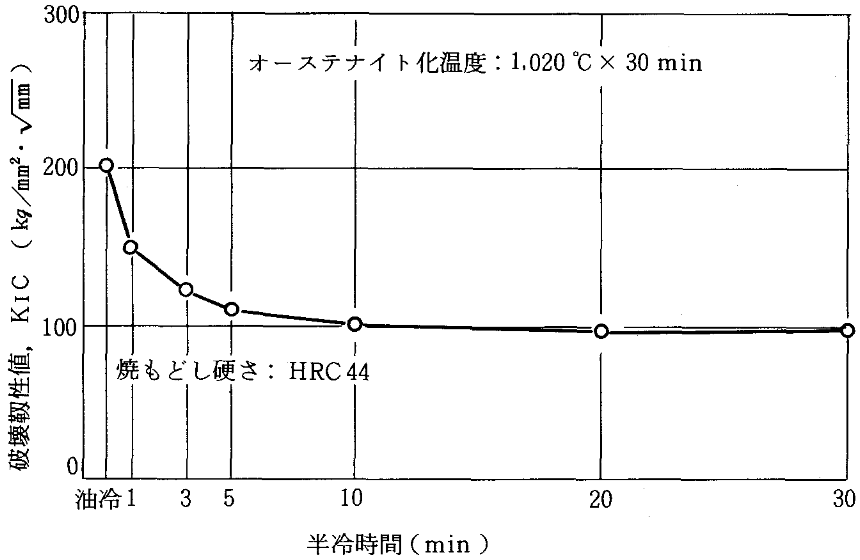


図 33　破壊靱性値KIC におよぼす焼入冷却速度の影響
（SKD7）

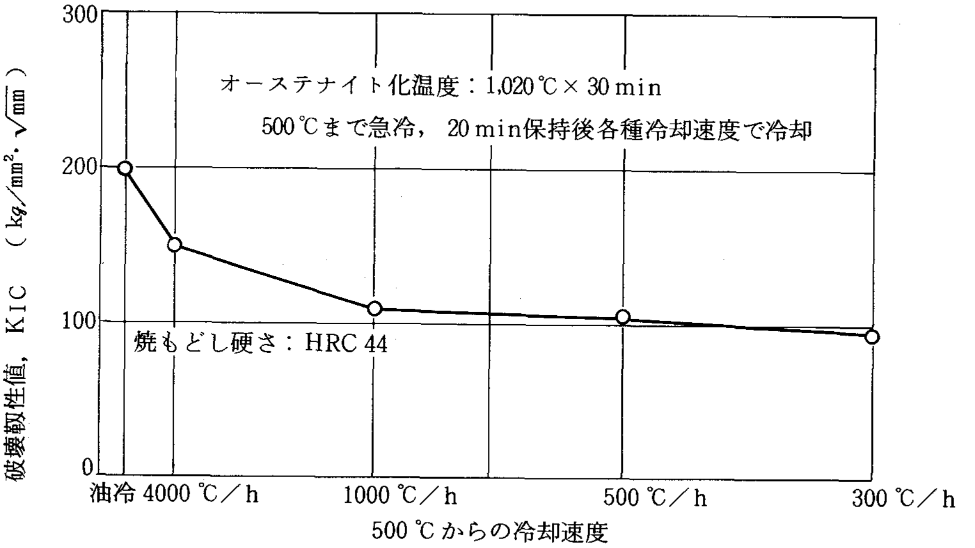


図 34　破壊靱性値KIC におよぼす 500 ℃まで急冷，保持後の冷却速度の影響
（SKD7）

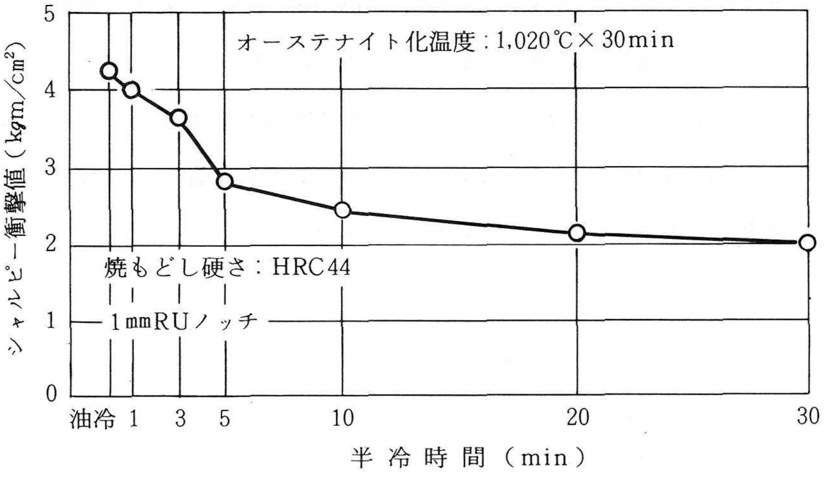
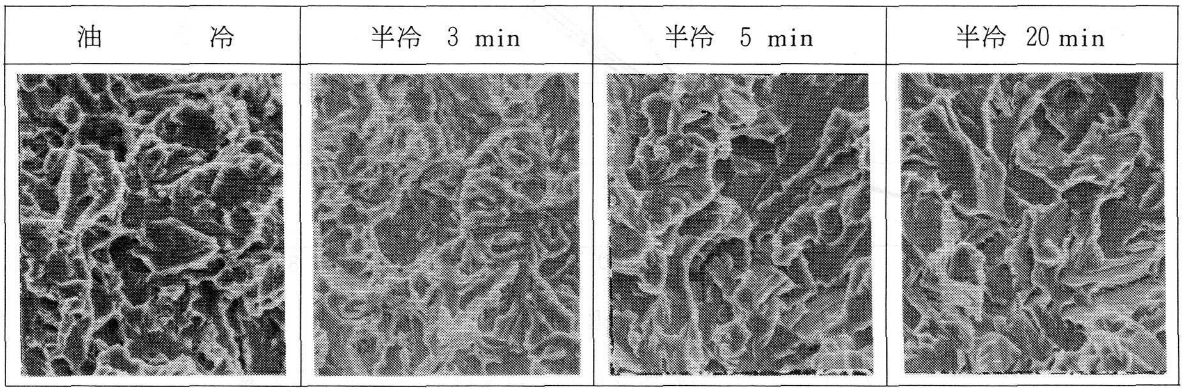


図35　シャルピー衝撃値におよぼす焼入冷却速度の影響
（SKD7）

写真29にシャルピー試験片のクラック1mm進展部の破面像を示す。油冷では細かい延性的起伏をともなったへき開型破面であるが，延性的起伏は半冷3 minではやや減少し，半冷5minでは明らかに減少し，全面へき開型破面となる。

上部ベイナイト化により，破面単位はやや大きくなり，長い破面模様がみられ，ミクロ組織における長いベイナイト粒の生成や有効結晶粒径の増大の挙動に対応している。



オーステナイト化温度：1,020℃×30 min

写真29　焼入冷却速度による焼もどし（HRC44）後のシャルピー衝撃試験片破面の形態変化
（SKD7）　×1,000

SKD61の場合に対し，本鋼のKIC，シャルピー衝撃値の水準は低く，かつ冷却速度の低下に対し靱性値が急激に低下する傾向がみられ，良好な実用性能を得るためには冷却速度の管理がきわめて重要と判断される。

(4)　焼入冷却速度による切り欠き疲労クラック進展特性の変化

油冷および半冷1～20 minの各冷却速度で焼入後HRC44に焼もどした試料について，予備

疲労クラックを入れたのち，450 kg ⇄ 20 kg，5 cycles/sec の条件で繰り返し引張荷重を加えた場合の疲労クラック進展性を試験した結果を図 36 に示す。

焼入冷却速度の低下にともない疲労クラック進展速度はやや増加し，またへき開破壊に至るまでの限界のクラック深さは減少する。なお，疲労破面の走査電顕による観察の結果では，上記疲労クラック進展速度の差に対応する形態差は見出せなかった。

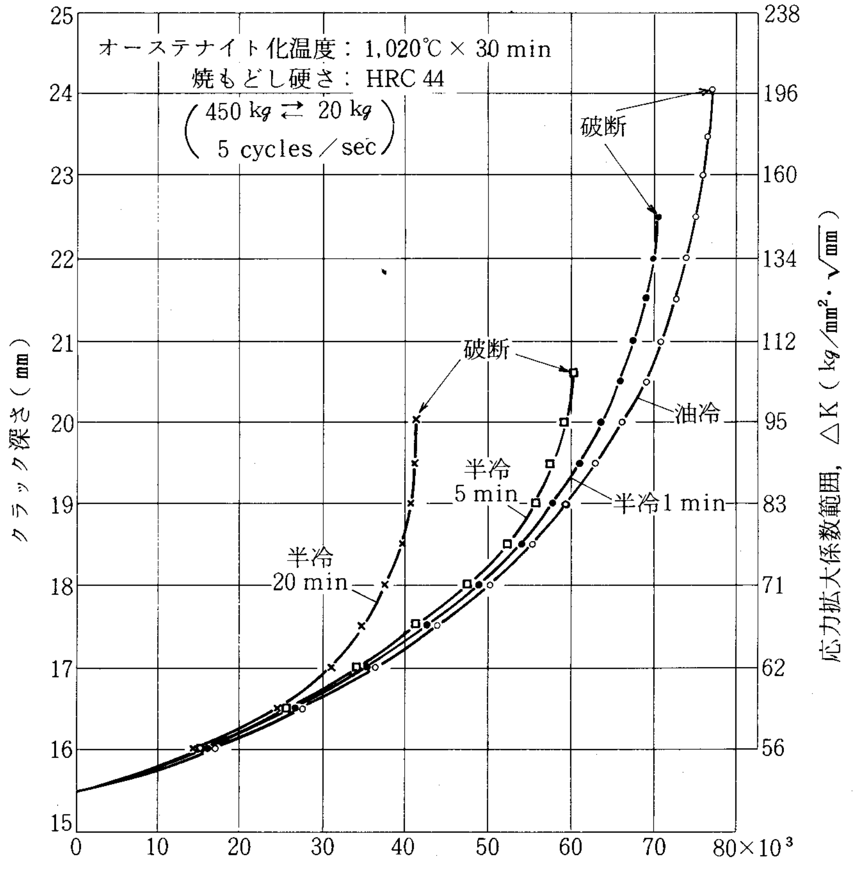


図 36　疲労クラック進展速度におよぼす焼入冷却速度の影響（SKD7）

(5)　焼入冷却速度による衝撃遷移特性の変化

油冷および半冷 5 ～ 20 min の各冷却速度で焼入後，HRC 44 に焼もどした試料についてVノッチシャルピー試験片による衝撃遷移特性を測定した結果を図 37 に示す。

50 %脆性破面遷移温度は油冷：150 ℃，半冷 5 min：200 ～ 250 ℃，半冷 20 min：250 ～ 300 ℃で，油冷→半冷 5 min 間で明らかに上昇し，半冷 20 min にかけての変化は相対的に小さい。

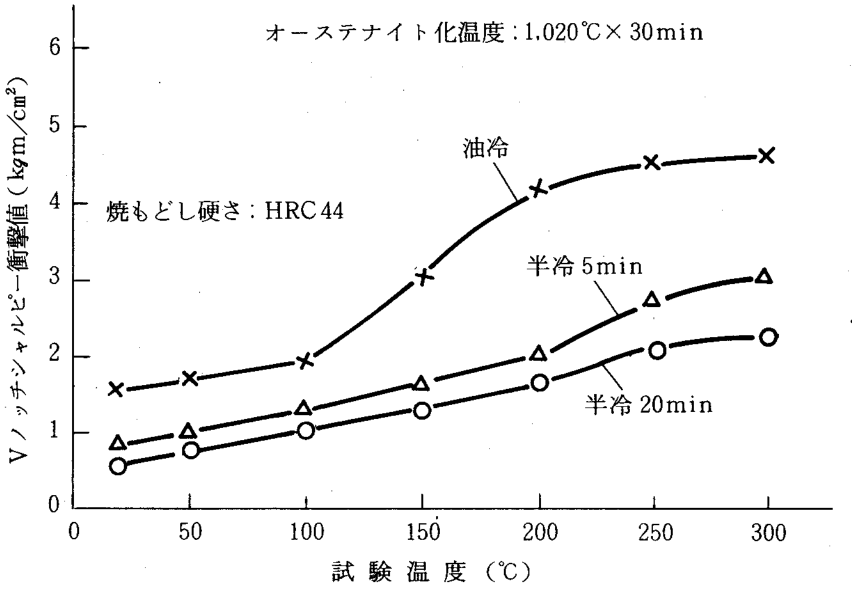


図37　Vノッチシャルピー衝撃値におよぼす試験温度の影響
（SKD7）

上部棚エネルギー値についても，油冷→半冷5 min で明らかな低下がみられる。

延性破面温度域における破面は，油冷の場合に対比して半冷5，20 min ではディンプルの大きさが相対的に不均一となり，細かいディンプルの混在とディンプルの深さが減少する傾向がみとめられ，上部棚エネルギー値の挙動に対応する変化がみられた。

SKD61の場合に対し，本鋼の場合の方が衝撃遷移温度は高く，へき開破壊への感受性が大きく，かつ上部棚エネルギー値が低い。

(6) 焼入冷却速度による引張性質の変化

油冷および半冷5～20 min の各冷却速度で焼入後HRC44に焼もどした試料について引張試験を行なった結果を表12に示す。

焼入冷却速度の低下にともない，比例限，0.2％耐力は増加し，均一伸びは減少し，延性は低下するが，その変化は油冷→半冷5 min 間で大きく，それより遅い冷却では漸次変化する。

表 12　引張性質（焼もどし硬さHRC44）におよぼす焼入冷却速度の影響（SKD7）

＜オーステナイト化温度：1,020 ℃ × 30 min＞

	比例限 (kg/mm²)	0.2 %耐力 (kg/mm²)	引張強さ (kg/mm²)	※1 全伸び (%)	※2 均一伸び (%)	絞り (%)
油冷	117.5	138.9	156.5	15.2	4.2	52.5
半冷 5 min	121.0	142.2	156.2	11.8	3.8	35.2
半冷 10 min	122.4	143.8	156.0	10.7	3.6	31.6
半冷 20 min	124.0	145.2	157.0	10.1	3.4	29.2

試験片平行部径：6.35 mm　　歪み速度：2.0 mm/min（クロスヘッド）

※1 標点距離：25.4 mm　　※1 標点距離：30.0 mm

(7) 焼もどし温度による引張性質，シャルピー衝撃値の変化

油冷および半冷 20 min で焼入後 200 ～ 700 ℃の間の各種温度で 2 h 焼もどしを行なった試料について引張性質およびシャルピー衝撃値を測定した結果を図 38 に示す。

半冷 20 min の場合の引張強さは焼もどし温度が 500 ～ 525 ℃ 以下では油冷の場合より低いが，550 ℃ 以上では油冷の場合より高くなり，700 ℃ までの範囲にわたり高い。半冷 20min の場合，焼もどし温度 550 ℃ で引張強さは最高値を示すが，その値は油冷の場合の最高値（525 ℃）よりも高い。

また，半冷 20 min の場合，比例限，0.2 %耐力は焼もどし温度 550 ℃ 以下で油冷の場合が低いが，比例限は 600 ℃ で，0.2 %耐力は 575 ～ 600 ℃ で最大値を示し，その値は油冷の場合よりも高くなる。

均一伸びは焼もどし温度 475 ～ 500 ℃ で最大値を示し，それを越える温度では減少し，600 ～ 625 ℃ で最低値を示す。焼もどし温度 600 ℃ 以下では半冷 20 min の場合の方が高く，500 ℃ での最大値も明らかに高い。

全伸びは焼もどし温度が 475 ℃ 以下では半冷 20 min の場合の方が高いが，半冷 20 min の場合均一伸びが急増し最大となる 500 ℃ で全伸びはかえって減少し，油冷の場合よりも低くなり，700 ℃ までの温度範囲にわたり低い。

絞りは半冷 20 min の場合の方が各焼もどし温度において低いが，温度に対する変化は全伸びのそれと類似している。シャルピー衝撃値は焼もどし温度 400 ℃ までは油冷，半冷 20 min の場合で同等であるが，半冷 20 min の場合 525 ℃ にかけて減少し，650 ℃ まで回復を示さない。

油冷の場合焼もどし温度 625 ～ 650 ℃ で僅かに減少するが，その程度は小さい。油冷，半冷 20 min の場合とも衝撃値は 675 ～ 700 ℃ で明らかに増加するが，油冷の場合の方が値は高い。

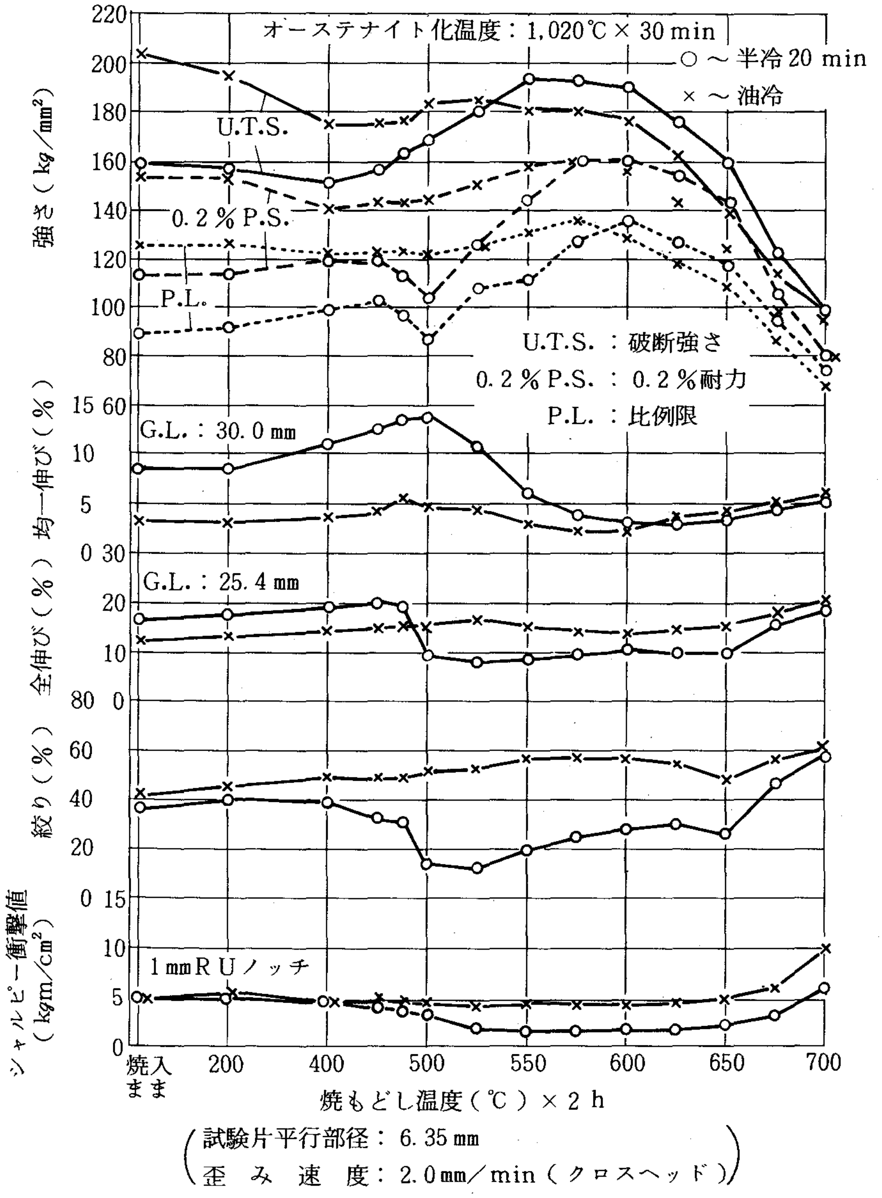


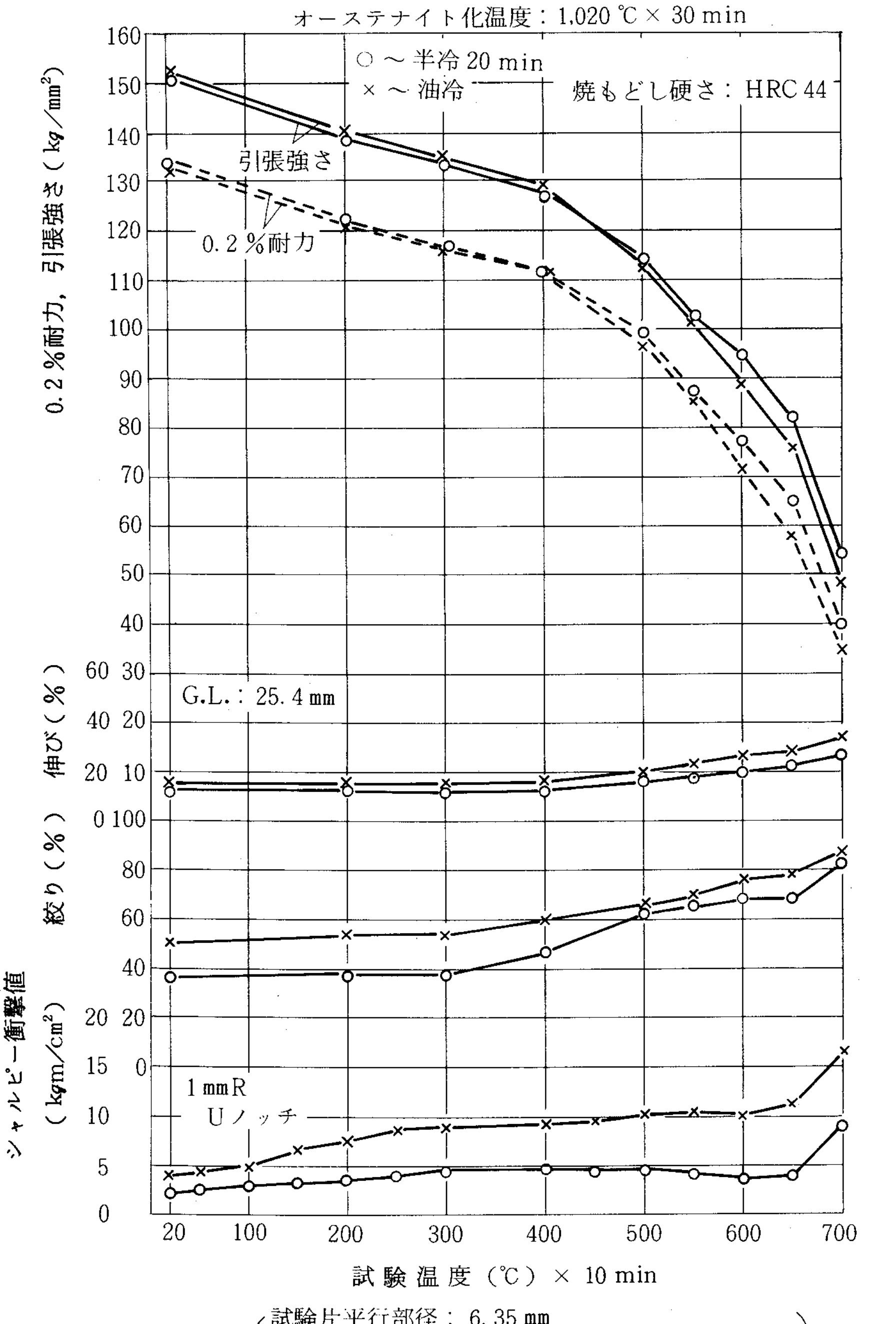
図 38　引張性質およびシャルピー衝撃値におよぼす焼もどし温度の影響（SKD7）

SKD61の場合に対比して本鋼は比例限，耐力，引張強さの最高値を示す焼もどし温度が高温側にあり，かつ焼もどし温度600，650℃における強度の低下が明らかに小さい。これに対応して，析出硬化にともなって低下したシャルピー衝撃値の回復がより高温まで抑制される。

(8) 試験温度と引張性質，シャルピー衝撃値の関係

油冷および半冷20 minで焼入冷却し，HRC44に焼もどしたのち，700℃までの各種試験温度で引張性質，シャルピー衝撃値を測定した結果を図39に示す。

高温引張強さは20℃から400℃付近までの各温度において，油冷，半冷20 minの場合で同



（試験片平行部径：6.35 mm
歪み速度：2.0 mm/min（クロスヘッド））

図 39　引張性質，シャルピー衝撃値におよぼす試験温度の影響（SKD7）

等であるが，400 ～ 575 ℃で半冷 20 min の場合の方がやや高くなり，575 ℃を越える温度では半冷 20 min の場合の方が明らかに高い。

0.2 %耐力についても同様の傾向がみとめられる。高温強度は 650 ～ 700 ℃間での低下が急激である。伸びは油冷の場合の方がやや高く，400 ℃まではほとんど変化なく，400 ℃を越える温

度域で漸増する。

シャルピー衝撃値は常温で油冷の場合の方が高く，昇温とともに漸増するが油冷および半冷20 min冷却の両者の場合の衝撃値の比率はあまり変化しない。半冷 20 min の場合， 600 ℃前後でやや衝撃値が低下する傾向がみとめられ，回復は650 ℃を越えてからとなる。本鋼の0.2 %耐力，引張強さはSKD61 の場合に対比して， 400 ℃までは同等であるが， 500 ℃でわずかに高く，600 ℃以上の高温域で明らかに高い。

(9) 焼入冷却速度による高温クリープ破断強さの変化

油冷および半冷 20 min で焼入冷却後HRC44 に焼もどした試料につき， 700 ℃， 15 kg/mm² でクリープ破断時間を測定した結果を図40 に示す。クリープ破断時間は半冷 20 minの場合の方が大きく，油冷の場合の 1.5 倍の破断時間を示している。

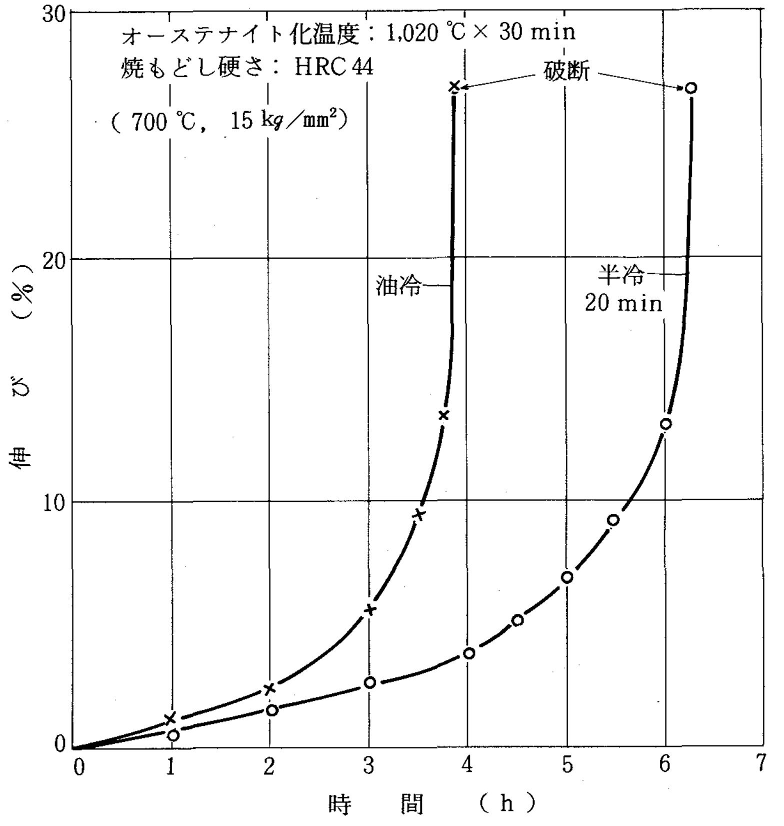


図40 高温クリープ破断強度におよぼす焼入冷却速度の影響
（SKD7）

2.2.3 考　　察

(1) 焼もどしにおけるミクロ組織の変化

標準の400℃焼もどしで，油冷により生成したマルテンサイトの場合，旧オーステナイト粒界およびラス境界を主体にM_3Cの析出が多くみられるのに対し，半冷60 minの冷却により生成した塊状上部ベイナイトの場合，M_3Cの析出がごく僅かしかみとめられない。

この原因は上部ベイナイト変態にともなうオーステナイト側へのCの移動により生成ベイナイトのC過飽和度が小さいこと[22]，高C化した残留オーステナイトの安定化[38]，析出の場所（site）としてのベイナイト粒境界の分布密度がマルテンサイトラス境界のそれより低いこと[22)24)]などがあげられる。

本鋼の場合，焼もどし温度が600℃から650℃に上昇するのに伴ない，基地中のM_2Cの成長と分布密度の減少が顕著に進むこと，またこの場合，上部ベイナイト化にともない旧オーステナイト粒界へのM_6Cの優先析出傾向は増加するが，その程度は小さいことがみとめられた。この点については，

(a) 本鋼におけるようにM_2C単独の析出による強化の場合には，Mo（W），V共同添加鋼におけるMC，M_2C複合析出による強化の場合よりもM_2Cの成長がはやくすすむことは，R. SIMCOEら[39]，R. W. K. HONEYCOMBE[40]，上田ら[41]により指摘されており，本実験の結果はこれに合致している。したがって，Mo（W），V共同添加の面から析出炭化物（MC，M_2C）の成長を抑え，焼もどし温度650℃における強度を改善することは可能と考えられる。また，

(b) 焼もどしが進むにつれてM_2Cは成長し，それ自体粒状のM_6Cに変態する場合のあることが指摘されているが[42]，本鋼の場合旧オーステナイト粒界へのM_6Cの優先析出傾向が小さいのは，この現象が一因と考えられる。

上部ベイナイトの場合の方がマルテンサイトの場合よりもM_2Cの成長と分布密度の減少を生じにくいのは，M_6C析出の場所として，上部ベイナイト粒境界の分布密度がマルテンサイトラスのそれよりも格段に低く，このため上部ベイナイトの場合の方が旧オーステナイト粒界への優先析出の傾向はやや大きいが，全体としてM_6Cの析出，凝集が進みにくく，これに関連してM_2Cの成長と分布密度の減少がマルテンサイトの場合より遅れるためと思われる。

上部ベイナイトにともなう残留オーステナイトがとくに安定で，600℃焼もどしでも一部残存するのは，Ni含有量が高いことが原因と思われる。

以上，マルテンサイトの場合に対比して半冷 60 minなど実用焼入冷却速度で得られる上部ベイナイトの場合の特徴は，

(a) 焼入組織に関しては，塊状化，有効結晶粒径に相当する組織単位の増大，Cを濃化した多量（約15％)の残留オーステナイトの生成，

(b) 焼もどしにおいては，500℃以下で M_3C の析出がほとんどないこと，強化に寄与する M_2C の凝集抵抗が大きいこと，

(c) 凝集段階の析出炭化物 M_6C 等の析出位置については，上部ベイナイト化により，旧オーステナイト粒界への優先析出の傾向は増加するが，その程度は小さいこと，などである。

これらの組織挙動が高温強度，靱性，延性に与える影響について考察を行なった。

(2) 焼もどし温度による引張性質，シャルピー衝撃値の変化

焼もどし温度500℃以下で，半冷 60 min の冷却により生成した上部ベイナイトの場合，マルテンサイトの場合に対比して，比例限，耐力が低く，一方均一伸びが相対的に大きいことによっても裏付けられるように，加工硬化性は大きく，引張強さにおいては両者の差が接近している。

これは上部ベイナイトの生成にともなうCを濃化した多量の残留オーステナイトの影響によるものと考えられる。転位上への炭化物のあきらかな析出と残留オーステナイトの分解が開始する焼もどし温度の直下に相当する475℃前後で比例限，耐力は最低値を示している。

この原因については，境界，粒界を主体に，また，マルテンサイトの場合に粒内にも M_3C が析出している点より，斎藤，内山ら[43]も指摘しているように固溶強化作用の減少が一原因と考えられる。逆にSIMCOE ら[39)44)]も指摘しているように，上記 M_3C 粒の非整合析出分布，また引張変形による残留オーステナイトのマルテンサイト化傾向の増大などにより，加工硬化性は最大となり，引張強さの増大が開始したものと解釈される。[45)46)47)]

転位上への微細な特殊炭化物 M_2C の析出（整合析出）を開始し，かつ，残留オーステナイトの減少をともなう 525～600℃の焼もどしで比例限は上昇し，加工硬化性との組合せにより550～575℃で引張強さは最大を示す。その値はマルテンサイト，上部ベイナイトの場合で同等である。

この場合，比例限，耐力は上部ベイナイトの場合の方が低いにもかかわらず，マルテンサイトの場合と同等の引張強さを示す一因はCを濃縮した残留オーステナイトの高い加工硬化性と引張変形によるマルテンサイト化にあるものと推察される。さらに残留オーステナイトの分解が進み，転位上への析出がすすんだ600℃の焼もどしで比例限は最大となり，これにともない，0.2％耐力も575℃で最大を示す。その値は上部ベイナイトの場合の方が低い。

焼もどし温度650℃での強度の低下が大きいのは，M_2C の分布密度の急激な減少に対応している。600～650℃で M_2C の分布密度は上部ベイナイトの場合の方が高いのに，比例限，耐力はマルテンサイトの場合より低いのは，Cの固溶強化による寄与がマルテンサイトの場合より小

さいこと，一部残留オーステナイトの残存によると考えられる。

上部ベイナイトの場合の方が比例限，0.2％耐力の最大値がマルテンサイトの場合より低いのも同様の理由によると考えられる。

一方，衝撃値の挙動に関し，析出硬化状態の550～600℃焼もどしで上部ベイナイトの場合の衝撃値がマルテンサイトの場合のそれよりも低いが，大きな差を生じないのは，上部ベイナイト化にともなう旧オーステナイト粒界への M_6C の優先析出傾向の増加の程度が小さいこと，残留オーステナイトの一部残存によるクッション作用[48]によると考えられる。

(3) 焼入冷却速度による破壊靱性値KICの変化

(a) 標準の400℃焼もどしの場合，焼入冷却速度の低下によりKIC値は減少するが，高い水準を保つのは，上部ベイナイト化にともなう有効結晶粒径の増大による靱性低減の効果を，粒界，粒内への残留オーステナイトの多量の生成，耐力の大きな低下など靱性，延性改善の効果が補なったためと思われる。

(b) 析出硬化状態の575℃焼もどしでも上部ベイナイトの場合のKIC値はマルテンサイトの場合より低いが，大きな差を生じないのは，(2)で衝撃値の挙動に関して示したと同様の組織要因によると考えられる。

(4) 試験温度と引張性質，シャルピー衝撃値の関係

(a) 高温引張強度は600～650℃を境に，高温側で上部ベイナイトの場合の方がマルテンサイトの場合より高いが，これは M_2C の分布密度の減少に対する抵抗性が上部ベイナイトの場合の方が大きいためと考えられ，また上部ベイナイトの場合の方が700℃でのクリープ破断時間が大きいのも同様の理由によると考えられる。

一方，600～650℃を境に低温側で上部ベイナイトの場合の方が引張強度が低いのは，Cの固溶による固溶強化の寄与がマルテンサイトの場合より小さく，また残留オーステナイト量が多いことなどの影響によると思われる。

(b) 伸び，絞りは600～650℃で大幅に低下する結果を得たが，破断部ミクロ観察の結果，旧オーステナイト粒界部に発生したミクロクラックが拡大，連結して破断に至っていることが確認された。これは本鋼の場合，旧オーステナイト粒内での M_2C の析出，成長が均一に行なわれ，分布むらが少なく，旧オーステナイト粒界への M_6C の優先析出の傾向は小さく，これに関連して，粒界部に炭化物分布の希薄な" denuded zone "が幅狭く形成される結果となり，高温での変形がこの部分に集中し，粒界部よりクラックを生じたものと推察される[49]。クリープ破断試験での破断伸びが小さい原因も同様と思われる。

(c) 200～250℃での衝撃値の最大値が上部ベイナイトの場合に高いことは，使用時の型予熱に

よる割れ感受性を低減させる効果が大きいことを示すが，これはマルテンサイトの場合に対し，残留オーステナイト量が多く，耐力が低く，また M_3C の析出もなく，延性が大きいことによると考えられる。また，500～600℃での上部ベイナイトの場合の衝撃値が減少するのは残留オーステナイトの分解と微細な M_2C の析出および旧オーステナイト粒界への M_6C の析出がすすむことによると考えられるが，この場合でもマルテンサイトの場合より衝撃値の水準が高いのは一部残留オーステナイトの残存によると考えられる。

本鋼は試験温度500～650℃での靱性，延性の水準が低いけれども，この点は高温への昇温が型表層部のみに限定される一般の熱間鍛造型に関する限り，使用性能上とくに問題とはならないと考えられる。なお，上部ベイナイトの場合，試験温度300℃前後で均一伸びの顕著な増加がみとめられたが，図16に示したR.B.CORBETT[21]らによる本系鋼の恒温ベイナイト変態図によれば，300℃はベイナイトノーズの先端温度付近に相当しており，引張変形中に上部ベイナイトにともなう残留オーステナイトのベイナイトへの変態が生起し，これによる加工硬化性の増大をまねき，引張強さの顕著な増加を生じたものと推察される。

(5) 焼入組織による切り欠き疲労クラック進展特性の変化

疲労破面にみられたストライエーション（striation）間隔はマルテンサイトのラス幅に相当し，上部ベイナイト粒幅やこれにともなう片状残留オーステナイトの平均寸法よりも小さい。上部ベイナイトの場合の方がクラック進展速度が小さい点について，破面断面のミクロ観察により組織との関連性を検討したが，明確な対応性を見出すには至らなかった。

疲労破面上の残留オーステナイトはX線法による測定の結果，マルテンサイト，上部ベイナイ

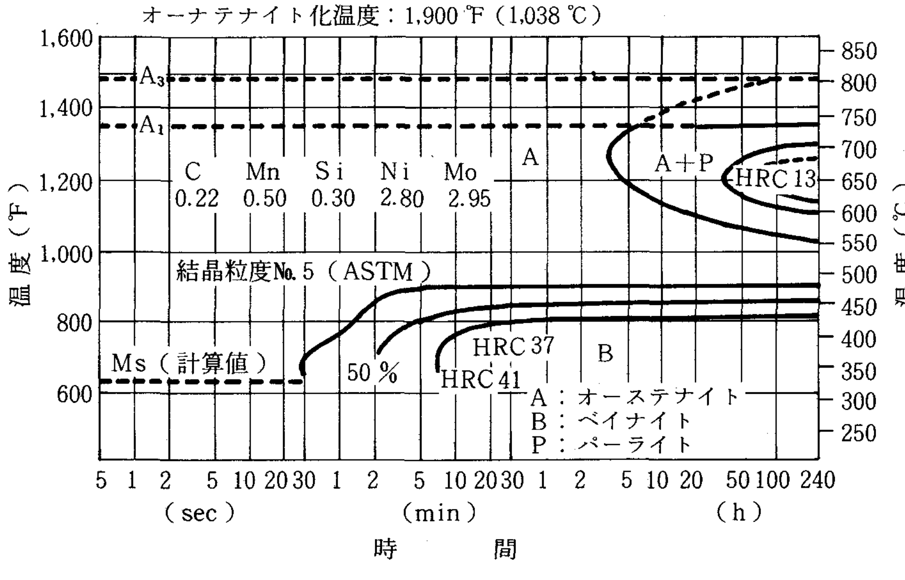


図16　3Ni－3Mo鋼の恒温変態線図（R. B. CORBETT et al）

トの場合とも検出されず，クラック進展の段階で分解していることがみとめられた。

A. S. TETELMAN[50] らは，加工硬化が負荷時のクラック先端の形状にはやく丸味をおびさせ1サイクルあたりの進展速度を小さくすると指摘している。

本研究の場合，Cを濃化した残留オーステナイトを多く伴なっている上部ベイナイトの場合の方がより大きい加工硬化を生じたものと推察され，これによる進展速度の低減効果が作用したことが考えられる。また，疲労クラックの進展速度に影響する因子としては，開口時のクラック先端に生じた引張りの塑性歪みに起因するクラックの閉口現象（ crack closure[51)52)] ）が報告されており，これは強度の低い方がいちじるしく，有効応力拡大係数をより減少させ，疲労強度を高める効果をもたらすとされている。

上部ベイナイトの場合の方が明らかに耐力が低い結果を得ているが，これがクラックの閉口現象をより大きくしたものと考えられる。一般的に同系統の材料では最初期，最終期を除き，疲労クラック進展速度 da/dN は△Kに対してほぼ同一の挙動を示すと報告されており[51)53)54)]，組織の影響もあると一部指摘されている[55)]。

本研究結果でも大きな差はみとめられなかったが，上部ベイナイトの場合の方が疲労クラック進展速度の小さい結果を得ており，その原因をミクロ組織のみから明確に裏付けることはできなかったが，上記加工硬化，クラックの閉口現象等を通じてクラック先端のすべり変形挙動に影響し，総合効果として1サイクルあたりのクラック進展距離が相対的に小さくなったと推察される。

(6) 焼入組織による衝撃遷移特性の変化

延性破面温度域において，吸収エネルギーは上部ベイナイトの場合の方が明らかに高く，ディンプルの形態に差がみられた。一方，ディンプルの形態と靱性との関係では，たとえば，D. WEBSTER[56)] らによると 0.14C−14Cr−Mo−V−Co マルテンサイト鋼の焼入温度の低下は，K_{IC} の減少をまねき，破面上の細かいディンプルが増加すると報告している。また，荒木，中島，辛，佐川ら[30)57)]は，強靱鋼の衝撃遷移曲線の上部棚エネルギー値に関し，析出物の減少によるディンプルの大きさの増加とエネルギー値の増大をみとめている。小寺沢[51)]，寺崎[58)]も同様の指摘を行なっている。

本実験結果では，マルテンサイトの場合の400℃焼もどしにおいて，粒界，ラス境界に M_3C の析出を生じており，これが結果的に延性温度域においてディンプルの不均一な発生と発達をまねき，吸収エネルギーを相対的に低くするよう作用したものと考えられる。

一方，上部ベイナイトでは，M_3C の析出がほとんどなく，均一なディンプルの生成をまねき，また残留オーステナイト量も多く，耐力も低いことによってディンプルの十分な発達をまねき，吸収エネルギーをマルテンサイトのそれよりも高くしたものと考えられる。

2.2.4 結　　言

0.2C−3Ni−3Mo 析出硬化型熱間工具鋼について，生成するベイナイト組織の形態と，これが靱性，高温強度におよぼす影響をマルテンサイト組織の場合と比較しつつ検討し，下記の結果を得た。

(1) 半冷時間 30～60 min 前後の実用冷却速度での焼入により，15％前後の残留オーステナイトをともなった塊状上部ベイナイト組織（B−I型）を示す。

この上部ベイナイトの場合，

(2) 標準の 400℃焼もどし状態で，マルテンサイトの場合に対比して，

(i) 平面歪み破壊靱性値 K_{IC} は低いが，大きな差は生ぜず，シャルピー衝撃値は同等である。

(ii) 疲労クラック進展速度は小さい。

(iii) 衝撃遷移特性曲線における上部棚エネルギー値は高い。

(iv) 静的引張試験における延性，とくに均一伸びが大きい。

すなわち，構造用合金鋼などにみられるような上部ベイナイト化にともなう靱性の明らかな減少を示さず，半冷 60 min の場合でも 280 kg/mm²・√mm 前後の高い K_{IC} 値を保ち，また引張試験における延性や耐疲労クラック進展性，延性破面温度域における衝撃破壊の吸収エネルギー値はマルテンサイトの場合よりむしろ高い。

上記靱性，延性の挙動は，ミクロ組織面からみれば，

(a) 上部ベイナイト化にともない，ベイナイト粒幅がマルテンサイトラスの幅よりも増大すること，有効結晶粒径が増大することなど，靱性低減の効果に対し，

(b) 粒界，粒内への多量の残留オーステナイトの生成，

(c) 標準の 400℃焼もどしにおいて M_3C の析出をほとんど生じないこと，による靱性，延性改善の効果が大きく作用し，上部ベイナイト化がすすんでも，靱性の低減をまねかなかったものと推察される。

これは低温焼もどしを基本とする本系鋼に特徴的な現象と考えられ，(b)，(c)の効果の活用が靱性制御の上での重要な要点であることを明らかにした。

(3) 析出硬化の進む 550～600℃焼もどしで，平面歪み破壊靱性値 K_{IC}，シャルピー衝撃値はマルテンサイトの場合より低いが大きな差は生じない。

これは，(i)微細析出炭化物の分布密度は高いけれども上部ベイナイト化にともなう M_6C の旧オーステナイト粒界への優先析出傾向の増加の程度が小さいこと，(ii)残留オーステナイトの一部残存，などによると思われる。

(4) 600～650℃での高温強度はマルテンサイトの場合よりも高い。これは M_2C の成長と分布

密度の減少がマルテンサイトの場合よりも高温まで抑制されるためと考えられる。

以上，本研究により析出硬化型鋼の靱性，高温強度を構成するミクロ組織因子を明らかにし，とくに靱性面では上部ベイナイト化そのものは靱性上不利であるが，これにともなう安定な残留オーステナイトの靱性向上効果，M_3C の析出が抑制されることによる延性破面温度域での破壊の場合の吸収エネルギーの向上効果など，靱性改善の効果により高い靱性を示す点に着目すべきことを明らかにした。

一方，高温強度面では上部ベイナイト化による極微細析出炭化物の分布密度の増大により有利となるが，標準の400℃焼もどし状態での強度が低く，これに起因して20～700℃の温度域全般にわたり強度が十分とはいえず，また，650℃以上の温度での低下が大きいことが問題点であり，改善のためには400℃焼もどし状態での硬さの引上げおよび昇温時MC，M_2C 複合の析出強化を行なわせ，極微細析出炭化物の分布密度の増大と650℃以上での凝集抵抗の向上をはかることが要点となることを示した。

2.3 SKD61[59)]

マルテンサイト鋼ＳＫＤ６１は，現用熱間工具鋼の中ではもっとも焼入性が大きく，空気焼入鋼に分類され，ダイカスト型など熱処理歪みがとくに問題となる型用途などに本鋼の空冷や衝風による焼入冷却処理（半冷 30 min など）が実用化されている。

この場合でも製品寸法の増大による冷却速度の低下により，炭化物の粒界析出やベイナイト組織の生成をまねき，これが焼もどし後の靱性に影響を与えることが指摘されている[60)]。ただし，ミクロ組織と靱性や高温強度との関係についての基礎的解明は十分にはなされていないのが現状である。

2.3.1 試料および実験方法

試料は0.4C−5Cr−Mo−V鋼，SKD61で，化学組成を表7に示す。

表7 試料の化学組成（wt％）

C	Si	Mn	Cr	Mo	V
0.38	0.96	0.47	5.10	1.31	0.56

素材断面寸法は200mm×350mmで，弧光式電気炉で溶製し，鍛錬成形比6以上に熱間成形し，850℃で焼なまし処理した。試験片は中心と隅角との中間位置から鍛伸方向に採取して実験に供した。

(1) 焼入冷却速度によるミクロ組織挙動の観察

1,020℃×30 min オーステナイト化後，油冷および半冷5～80 min の各種速度で焼入冷却した場合のベイナイト変態挙動をミクロ組織，硬さ，温度－寸法（フォーマスターによる）挙動

により観察した。

つぎに，焼入冷却時に生ずるオーステナイト基地からの炭化物の析出を抑制するために500℃まで急冷（空冷）後，油冷および1,000〜50℃/hの各種速度で冷却した場合のベイナイト変態挙動をミクロ組織の面から観察した。

また，上記各焼入冷却後の試料を400℃から700℃までの各種温度で2h焼もどした場合の炭化物の析出，凝集挙動を抽出レプリカ電顕観察，X線，電子線回折により調べた。試験片の寸法は12mm×12mm×6mmである。

(2) 機械的性質の測定

(a) ミクロ組織観察試料と同様に各種速度で焼入後HRC44に焼もどし（焼もどし温度610〜620℃×1.5h空冷，引続き30℃低い温度×1.5h空冷）した場合の破壊靱性値K_{IC}，疲労クラック進展特性，シャルピー衝撃値を測定した。

さらに衝撃遷移特性，引張性質を測定した。また試験後破面観察を行なった。

(b) 半冷30minの冷却により生成した上部ベイナイトを約50％含む試料および油冷により生成したマルテンサイト試料につき，

(i) 700℃までの各種温度で焼もどした場合の引張性質，シャルピー衝撃値，

(ii) HRC44に焼もどし後700℃までの各種温度で試験した場合の引張性質，シャルピー衝撃値，700℃，15kg/mm^{2}の条件でのクリープ破断強度を測定した。

試験片および試験条件は2.2.1と同様である。

2.3.2 実験結果

(1) 焼入冷却速度によるベイナイト変態特性，ミクロ組織の変化

1,020℃から半冷5〜80minで連続冷却した場合のベイナイト変態線図を図17に示す。また，恒温ベイナイト変態線図を図18に示す。

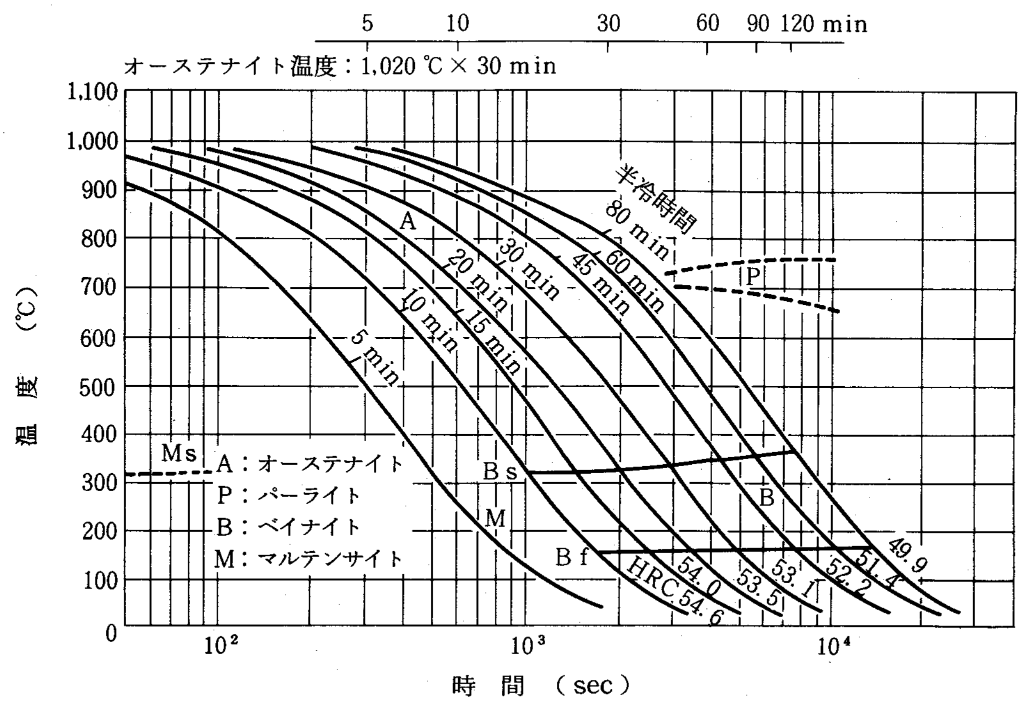


図 17　連続冷却ベイナイト変態線図
(SKD 61)

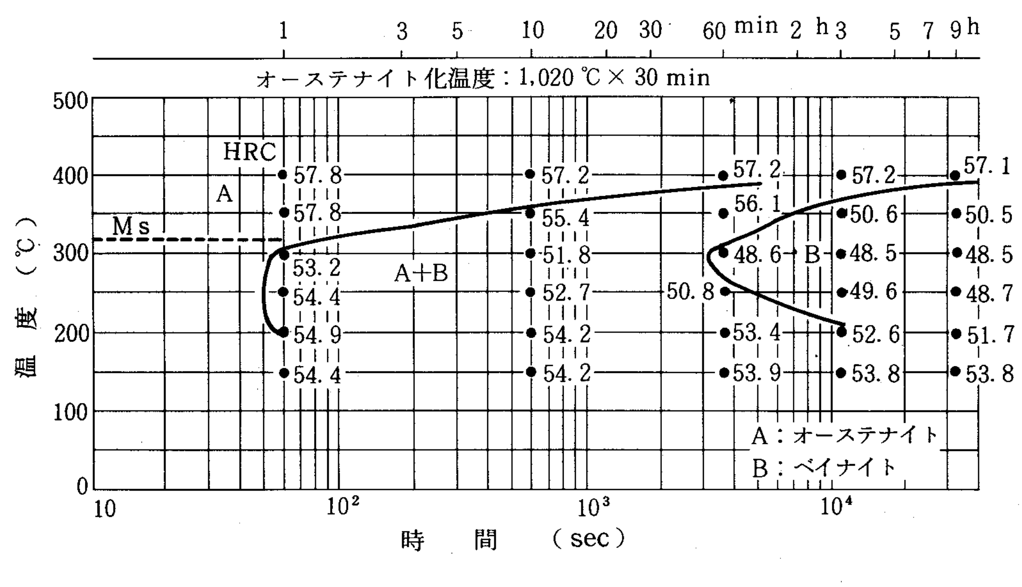


図 18　恒温ベイナイト変態線図
(SKD 61)

つぎに，油冷，半冷 15 ～ 80 min の各種冷却および 500 ℃まで急冷後 300 ℃/h および 100℃/h で冷却した場合の生成組織の光学顕微鏡像および二段レプリカ電顕像を写真 15 ， 16 に示す。

オーステナイト平均粒度は J I S №.8 ，残留炭化物の面積率は 0.51 ％，平均粒径は 0.35 μm (粒径 0.15 μm以上の炭化物につき測定) である。油冷ではラス状に近いマルテンサイト組織，

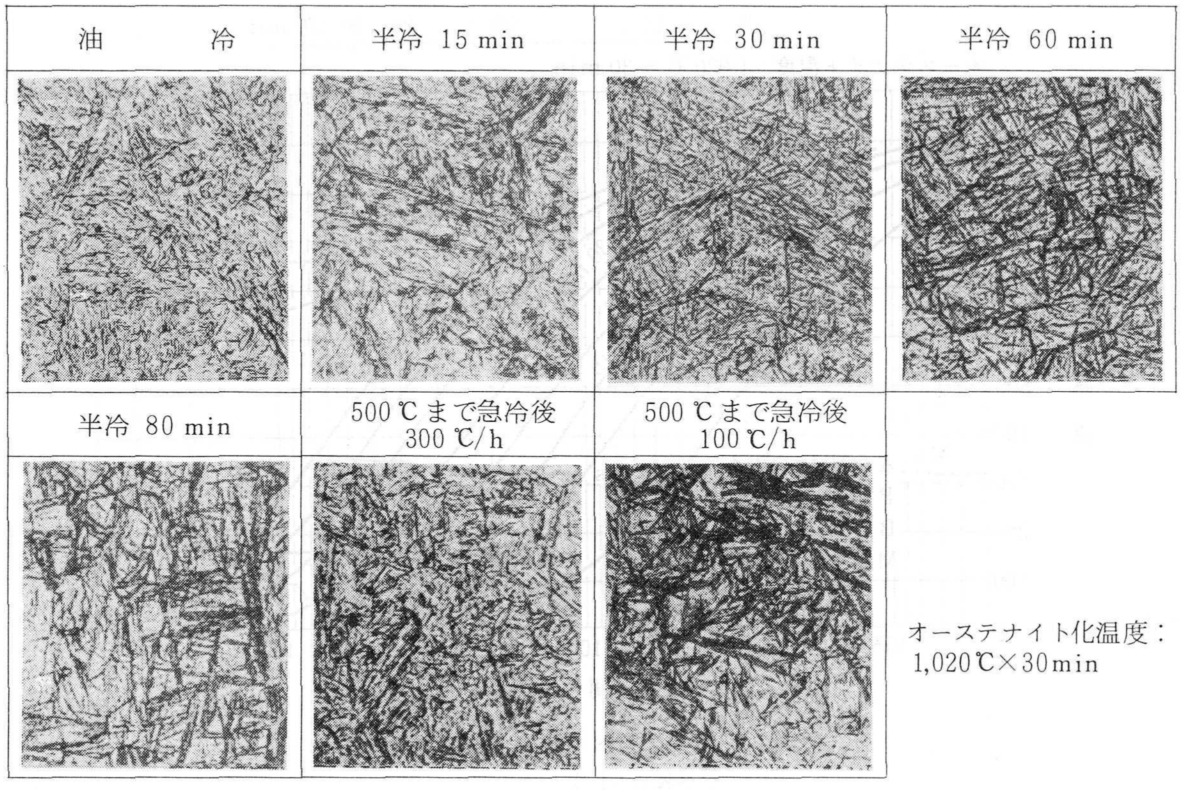


写真 15　焼入冷却速度による焼入組織の変化
(SKD61 , 光学顕微鏡像)

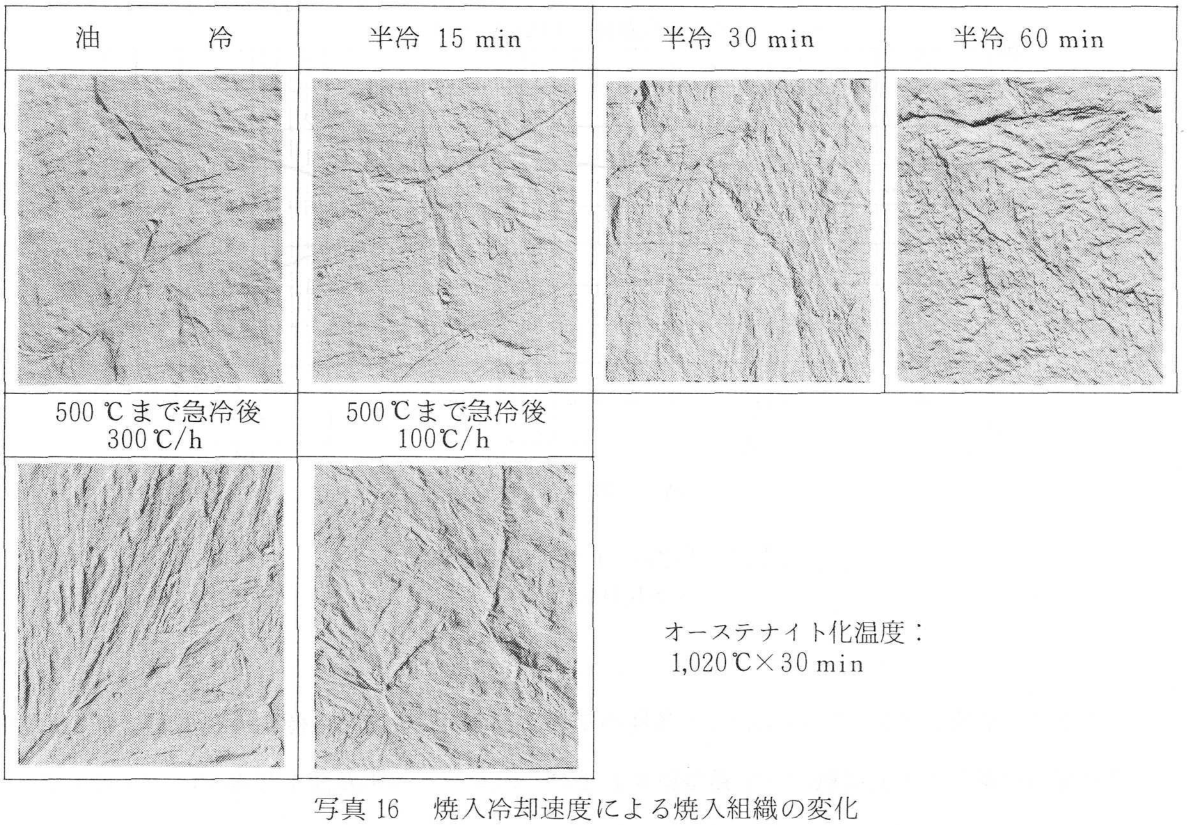


写真 16　焼入冷却速度による焼入組織の変化
(SKD61 , 二段レプリカ電顕像)

半冷 15 min で部分的に長い上部ベイナイト（B-I型）を生じ，半冷 20 min では上部ベイナイト量は 30 ～ 40 %となる。半冷 30 min では上部ベイナイト量が約 50 ～ 60 %となり，長いベイナイト粒が増加し，へき開破壊の破面単位に相当する有効結晶粒径が大きくなる。

マルテンサイトの場合の平均ラス幅は 0.2 μm であるが，上部ベイナイトの場合の粒幅は半冷 15 min ：0.4 μm，半冷 30 min ：0.5 μm で，冷却速度の低下にしたがって大きくなる。

半冷 15 ～ 60 min でベイナイト粒幅はさらに大きくなり（0.8 μm），塊状化の傾向を示す。半冷 60 min で上部ベイナイト量は 70 %以上となり，残留オーステナイト量は増加する。残留オーステナイト量は油冷：5 %に対し，半冷 30 min ：9 %，半冷 60 min ：14 %である。下部ベイナイト（ベイナイト粒内に微細炭化物の析出をともなう）は半冷 10 min で若干生成し，半冷 20 min ではほとんどなくなる。500 ℃まで急冷後種々の速度で冷却の場合，冷却速度の低下により，300 ℃/h で長い上部ベイナイト粒の生成がみられる。100 ～ 50 ℃/h では上部ベイナイトの量は，70 %以上となり，有効結晶粒径の増大，残留オーステナイト量の増加，ベイナイト粒の塊状化がみられる。

下部ベイナイトは 1,000～300℃/h で若干生成し，300～100℃/h でなくなる。

(2) 焼入冷却速度による焼もどし時の炭化物の析出，凝集形態および残留オーステナイト量の変化

油冷および半冷 30，60 min で焼入冷却した試料および 500℃まで急冷後 100℃/h で冷却した試料の抽出レプリカ法による析出炭化物分布および形態の電顕組織を写真 17，18 に示す。

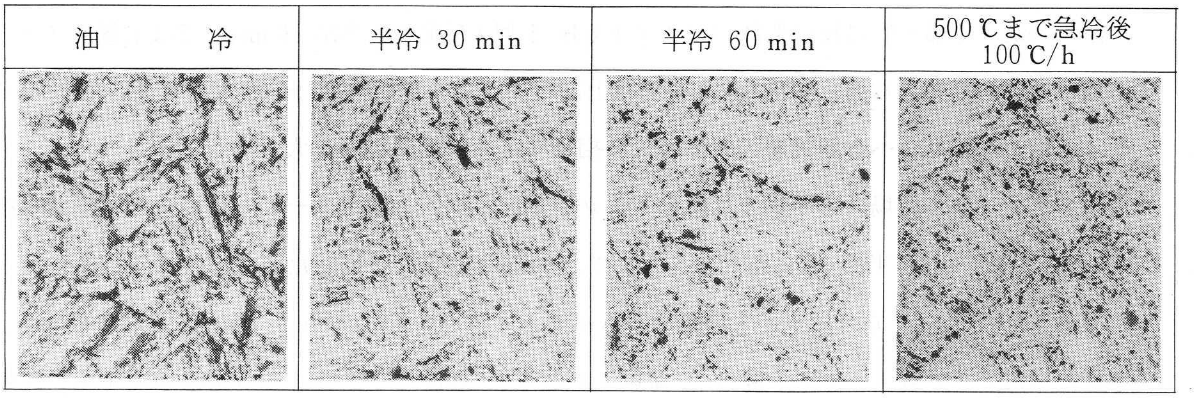
(a) 油冷によるマルテンサイトのラス幅に対し，半冷 15 min および 500℃まで急冷後 300 ℃/h ないしこれより遅い冷却で生じた上部ベイナイトの粒幅は大きく，かつ析出炭化物のベイナイト粒境界への連鎖状分布の傾向が大きくなる。

(b) 半冷 30 min および 500 ℃まで急冷後 300～500℃/h ないし，これより遅い冷却の場合，基地内の極微細析出炭化物（長さ 500 Åなど）の分布密度が明らかに増加する。

逆に，油冷の場合にみられる棒状炭化物やこれが粒状に分化した炭化物などの密集部（後記のようにその場核生成＜in situ nucleation＞による $M_3C \rightarrow M_7C_3$ 変態部）はみられなくなる。

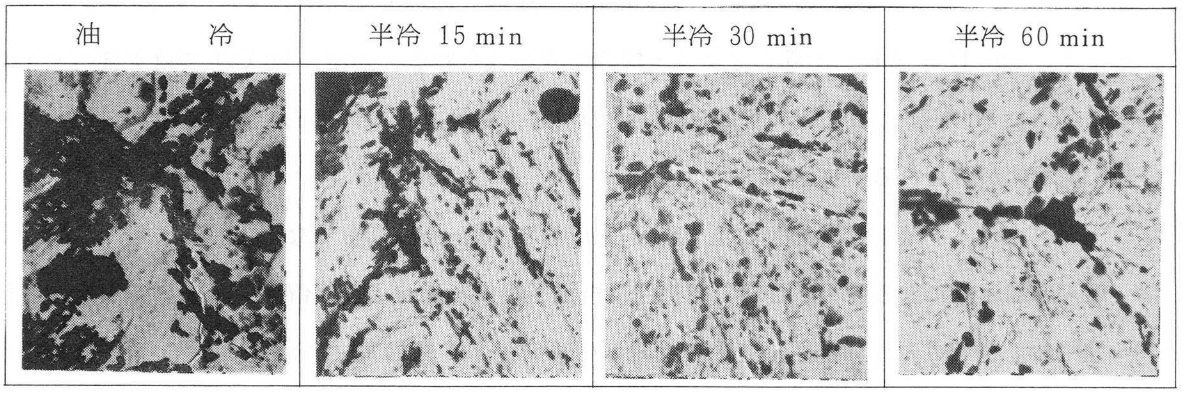
(c) 半冷 45，60 min および 500℃まで急冷後 300 ～ 100 ℃/h ないしこれより遅い冷却では，さらに広幅化したベイナイト粒境界や旧オーステナイト粒界への炭化物の優先析出，凝集の傾向が大きくなる。

表 8 に油冷および半冷 30 min で焼入冷却した試料につき，400℃から 700℃までの間の各種温度で 2 h焼もどした場合のX線および電子線回折による炭化物の構造同定の結果を示す。また，各試料の抽出レプリカ法による析出炭化物の状況および凝集形態の電顕組織を写真19～22に示す。



オーステナイト化温度：1,020℃×30 min

写真17　焼入冷却速度による焼もどし（HRC44）時の析出炭化物の分布および形態の変化
（SKD61，抽出レプリカ電顕像）　×4,000



オーステナイト化温度：1,020℃×30 min

写真18　焼入冷却速度による焼もどし（HRC44）時の析出炭化物の分布および形態の変化
（SKD61，抽出レプリカ電顕像）　×20,000

表8　X線および電子線回折による炭化物同定結果（SKD61）

オーステナイト化温度：1,020℃×30 min

		焼入まま	焼もどし温度（℃）×2 h					
			400	500	550	600	650	700
油冷	X線 (CoKα)	MC (33)	MC (36)	MC (36)	MC (37) M_6C (5)	MC (39) M_6C (8)	MC (40) M_6C (32) M_7C_3 (40)	MC (41) M_3C (57) M_7C_3 (48)
	電子線	—	—	(密集棒状) M_3C	—	—	—	—
半冷 30min	X線 (CoKα)	MC (34)	MC (35)	MC (35)	MC (37)	MC (39) M_6C (4) $M_{23}C_6$ (8)	MC (39) M_6C (17) M_7C_3 (25) $M_{23}C_6$ (29)	MC (42) M_6C (38) M_7C_3 (33) $M_{23}C_6$ (30)
	電子線	—	—	—	（雲　状） MC	（針　状） M_2C	—	—

( )内の数字はチャート上の回折図形の高さ（目盛）を示す。

MC：(111)面　M_6C：(422)面　M_7C_3：(102)面　$M_{23}C_6$：(422)面

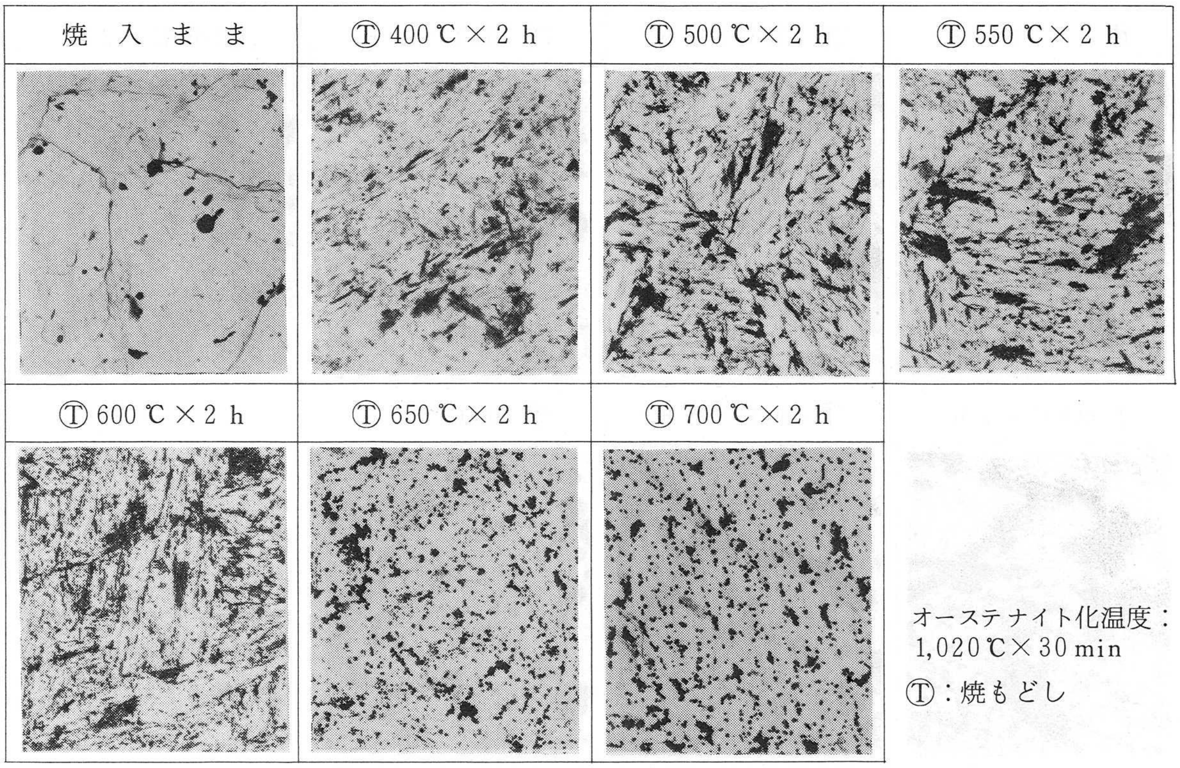


写真 19　油冷焼入後の焼もどしにおける炭化物の析出，凝集挙動
（ SKD61，抽出レプリカ電顕像 ）　×4,000

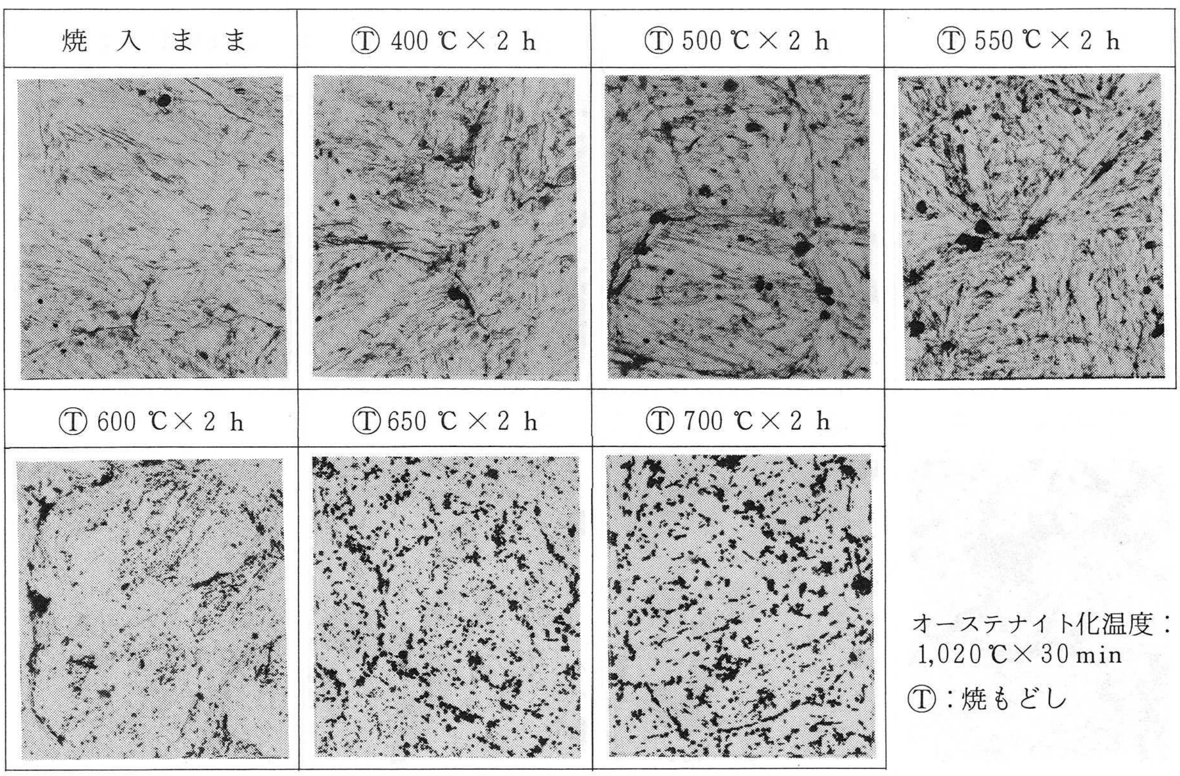
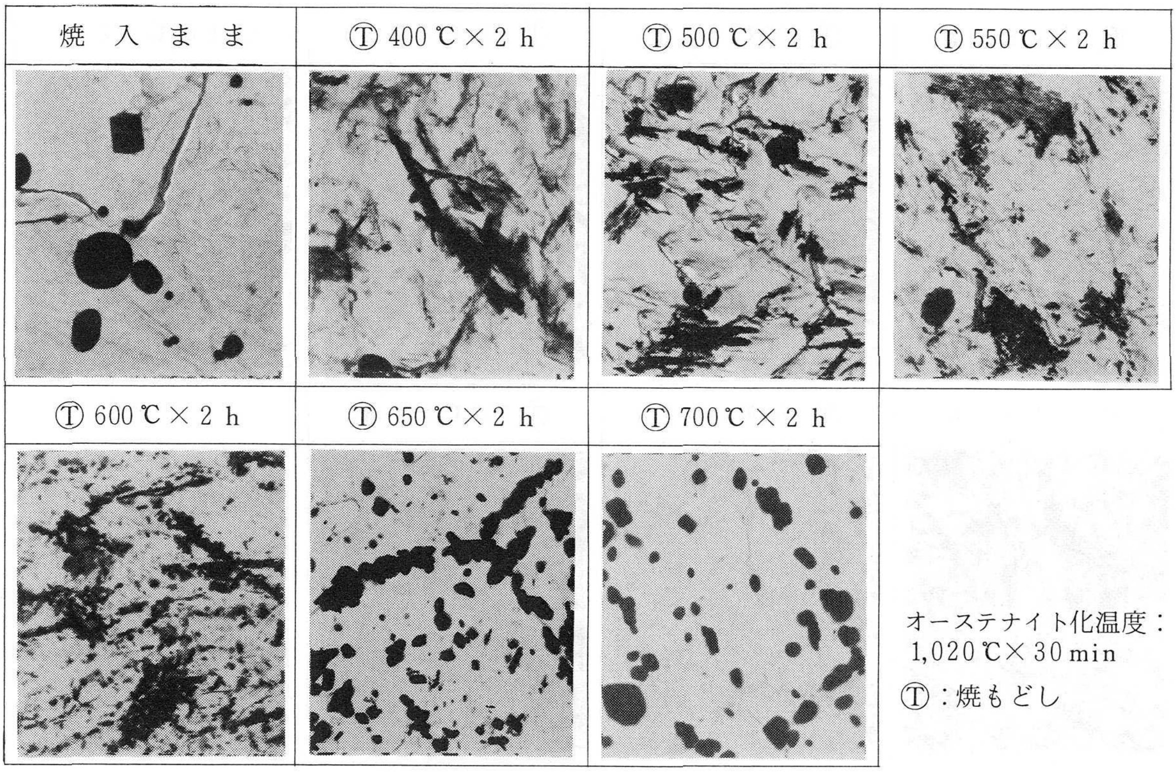
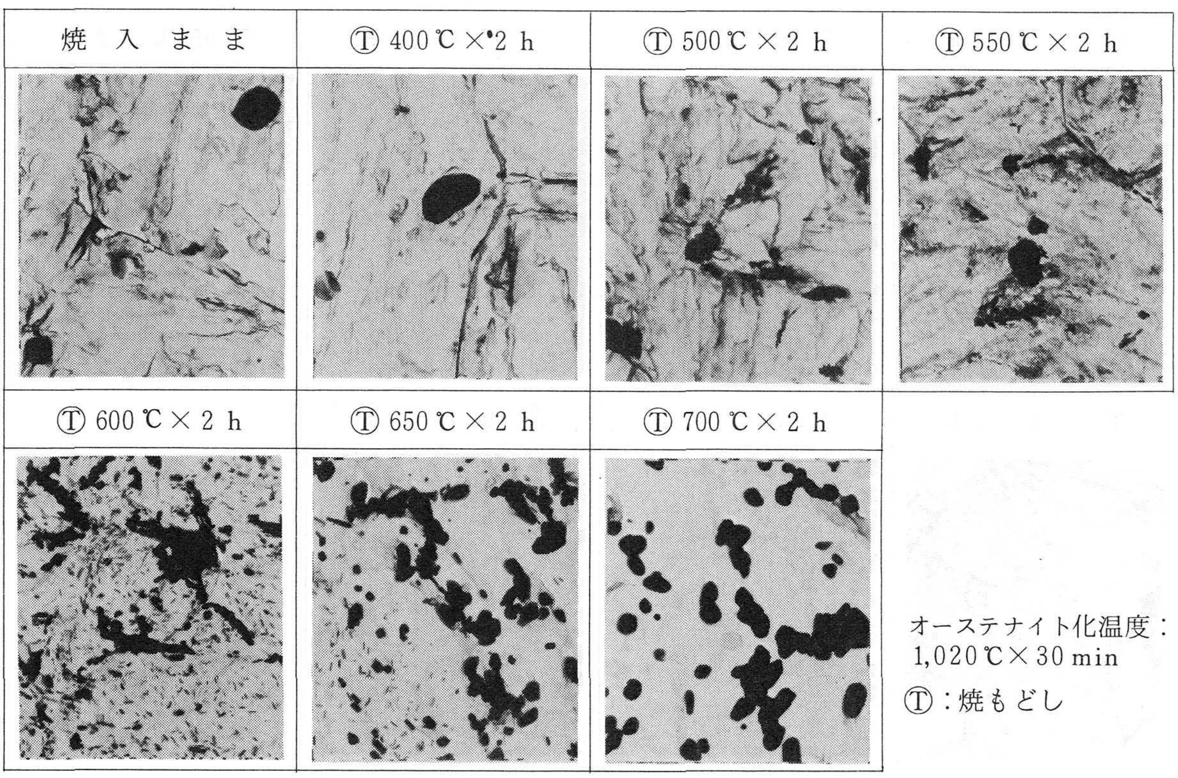


写真 20　半冷 30 min 焼入後の焼もどしにおける炭化物の析出，凝集挙動
（ SKD61，抽出レプリカ電顕像 ）　×4,000



オーステナイト化温度：
1,020 ℃× 30 min
Ⓣ：焼もどし

写真 21　油冷焼入後の焼もどしにおける炭化物の析出，凝集挙動
（ SKD61，抽出レプリカ電顕像 ）　×20,000



オーステナイト化温度：
1,020 ℃× 30 min
Ⓣ：焼もどし

写真 22　半冷 30 min 焼入後の焼もどしにおける炭化物の析出，凝集挙動
（ SKD61，抽出レプリカ電顕像 ）　×20,000

油冷により生成したマルテンサイトの場合，500℃以下の焼もどしでマルテンサイトラス境界を主体に粒内にも棒状または密集棒状のM_3Cの析出を生じる。500℃を越える温度における焼もどしで特殊炭化物の生成にともないM_3Cの一部は基地中に再固溶するが，残りはさらに600～650℃の焼もどしでその場核生成により$M_3C \rightarrow M_7C_3$変態を生じ，小粒状のM_7C_3が生成する。

600℃以上の焼もどしでマルテンサイトラス境界，旧オーステナイト粒界にM_6Cの析出を生じるが，析出の場所としてのマルテンサイトラス境界の分布密度が高く，旧オーステナイト粒界への優先析出の傾向は小さい。

一方，半冷30 minの場合，500℃以下の焼もどしではM_3Cの析出をほとんど生ぜず，このため600～650℃の焼もどしではその場核生成による$M_3C \rightarrow M_7C_3$変態は抑制される。600℃以上の焼もどしではベイナイト粒境界，旧オーステナイト粒界部にM_6C，$M_{23}C_6$の析出分布を生じるが，析出の場所としてのベイナイト粒境界の分布密度が低いため，旧オーステナイト粒界への優先析出の傾向が大きくなる。

強化に寄与する基地中への極微細炭化物の析出については，油冷，半冷30 minの場合とも500℃を越える焼もどし温度で雲状のMCの析出を生じ，600℃の焼もどしではMCの分布密度は減少し，M_2Cの析出を生じる。焼もどし温度650℃ではM_2Cの分布密度は大きく減少し，700℃では極微細炭化物の分布はみられない。

500～650℃の焼もどしでの極微細析出炭化物の分布密度は半冷30 minの場合の方が油冷の場合よりも高い。

焼もどし温度による残留オーステナイト量の変化を図19に示す。残留オーステナイトは525℃の焼もどしで激減し，実用焼もどし温度である550℃以上ではほとんどなくなる。

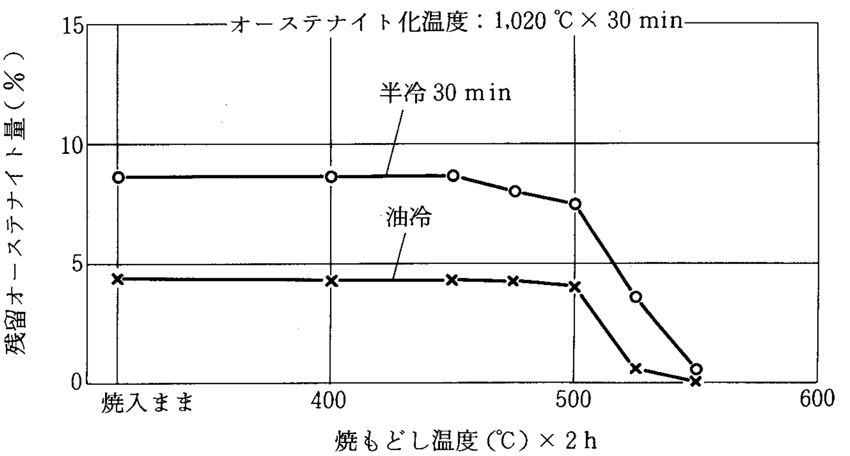


図19　残留オーステナイト量におよぼす焼もどし温度の影響（SKD61）

(3) 焼入冷却速度によるKIC，シャルピー衝撃値の変化

油冷および半冷 15 ～ 60 min で焼入冷却した場合および 500 ℃まで急冷後油冷および 1,000 ～ 50℃/h で焼入冷却した場合のHRC 44 に焼もどし後にKIC，シャルピー衝撃値を測定した結果を図 20 ～ 22 に示す。

KIC は，

(a) 油冷では 367 ㎏/㎜²・$\sqrt{㎜}$，実用焼入冷却速度域の半冷 30 min では 206 ㎏/㎜²・$\sqrt{㎜}$ となる。さらに半冷 30 minから半冷 45 min への冷却速度の低下により漸減ののち，半冷 60 min で 140 ㎏/㎜²・$\sqrt{㎜}$ となり，半冷 30 minの場合の約 70 %の値を示す。

(b) 500 ℃まで急冷後各種速度で冷却の場合，300℃/h（ベイナイト変態温度域 400 ～ 150 ℃における冷却速度でほぼ半冷 30 min の場合に相当）で 217 ㎏/㎜²・$\sqrt{㎜}$，100 ℃/h（ベイナイト変態温度域 400 ～ 150 ℃における冷却速度で半冷 90 min の場合に相当）で 155 ㎏/㎜²・$\sqrt{㎜}$となる。500 ℃までの急冷はKIC をわずかに改善する効果があるが，大きな影響を与えない。

シャルピー衝撃値についても，KIC の場合より変化の程度は小さいが同様の傾向がみとめられた。

写真23にシャルピー試験片のクラック 1㎜ 進展部の破面像を示す。油冷ではディンプルをともなったへき開型の破面であるが，半冷 30 min ではディンプルが減少し，半冷 45，60 min ではへき開型破面の傾向が強くなり，破面上の細かい起伏が一層減少する。

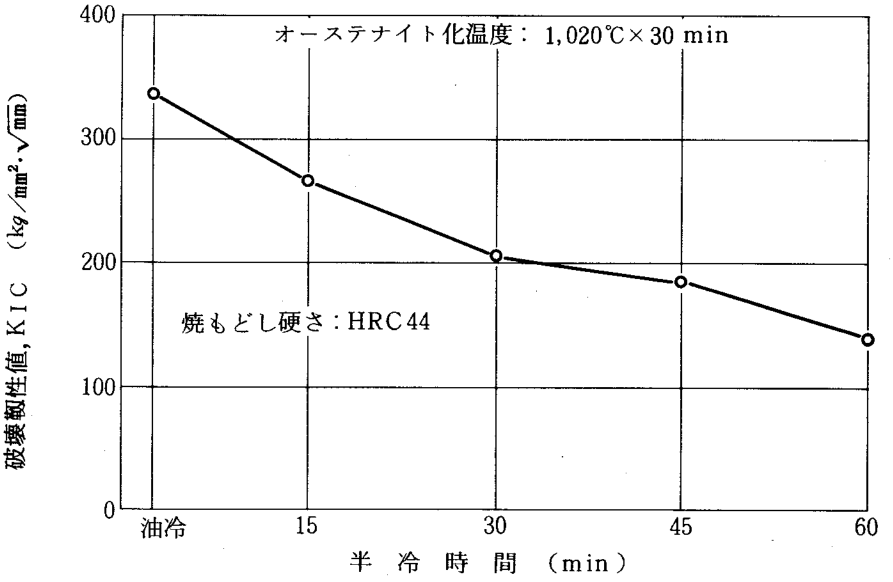


図 20　破壊靱性値KIC におよぼす焼入冷却速度の影響
（ SKD61 ）

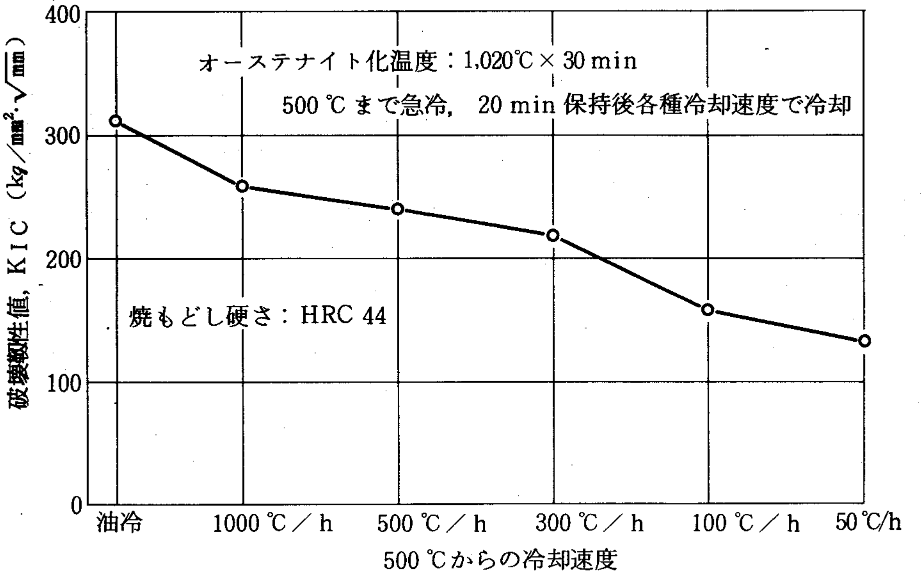


図 21　破壊靱性値K_{IC}におよぼす 500℃まで急冷，保持後の冷却速度の影響
(SKD61)

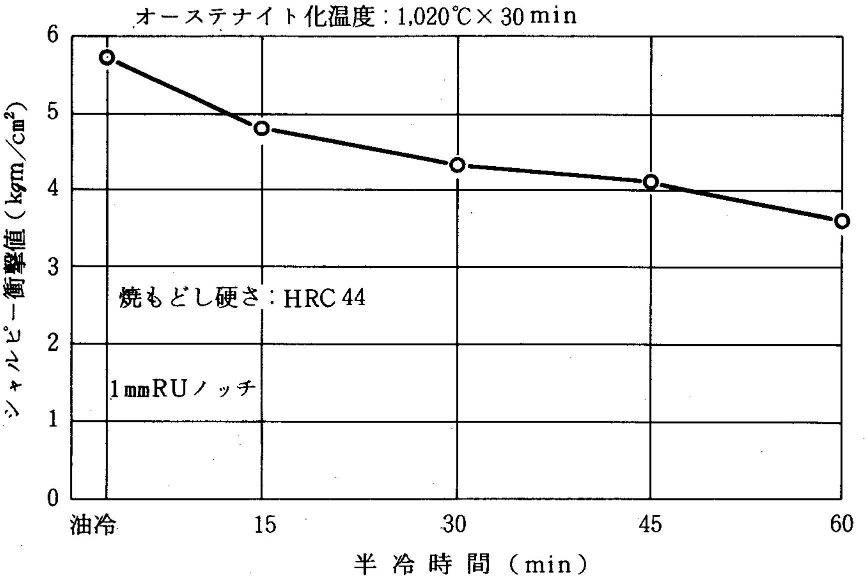
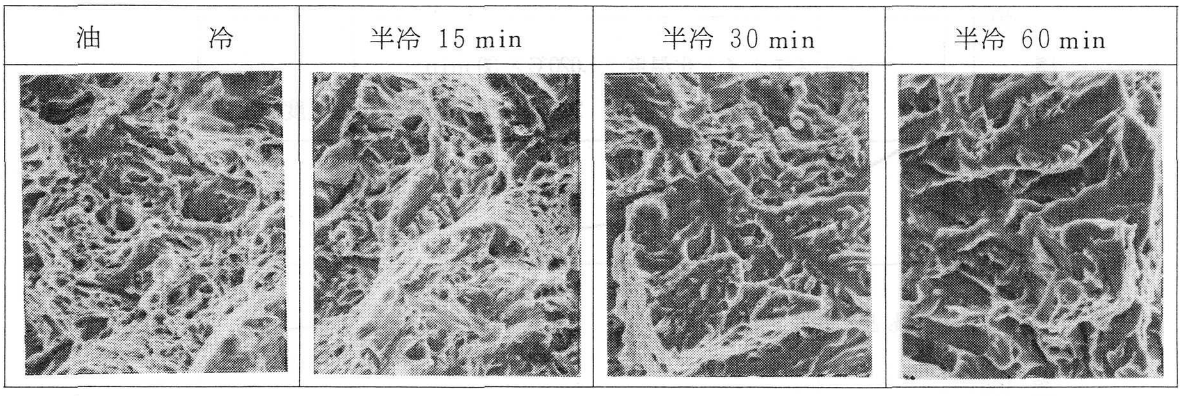


図 22　シャルピー衝撃値におよぼす焼入冷却速度の影響
(SKD61)

半冷 30 min より遅い冷却速度で長い破面模様があらわれ，破面単位の大きさは増大し，半冷 45，60 min では長い破面模様が全体的に形成され，ミクロ観察における長い上部ベイナイト粒の発達や有効結晶粒径の増大に対応した変化を示す。また，油焼入後の焼もどし硬さとK_{IC}の関係を図 23 に示す。K_{IC}は硬さHRC 48～42.5で，硬さの低下に対し，ほぼ直線的に漸増し，HRC 42.5 ～ 41 で増加の割合がやや大きくなる。



オーステナイト化温度：1,020℃×30 min

写真 23　焼入冷却速度による焼もどし（HRC44）後のシャルピー衝撃試験片破面の形態変化（SKD61，走査電顕像）　×1,000

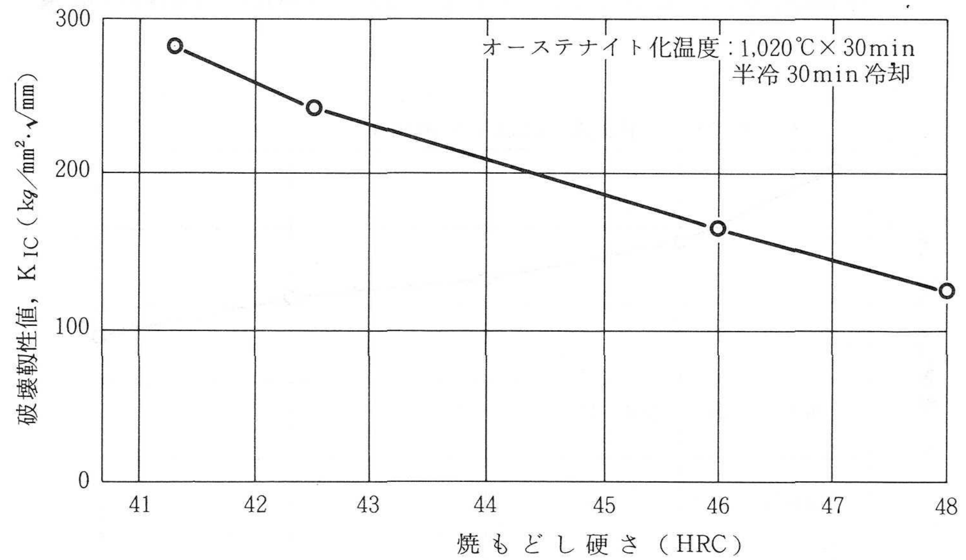


図 23　破壊靱性値K_{IC}におよぼす焼もどし硬さの影響（SKD61）

(4)　焼入冷却速度による疲労クラック進展特性の変化

油冷および半冷 30～60 min で冷却後HRC44に焼もどした場合の切り欠き疲労クラック進展性試験の結果を図 24 に示す。焼入冷却速度の低下にともない疲労クラック進展速度は若干増加し，またへき開型破壊に至るまでの限界のクラック深さは減少し，その結果へき開型破壊に至るまでの繰り返し回数は減少する。

疲労破面の走査電顕による観察の結果では，いずれもストライエーションをともなった破面を呈しており，冷却速度の大きい方がストライエーション形成の傾向がやや大きいようにみえるが，破面の形態に関し，明確な差異は見出せなかった。

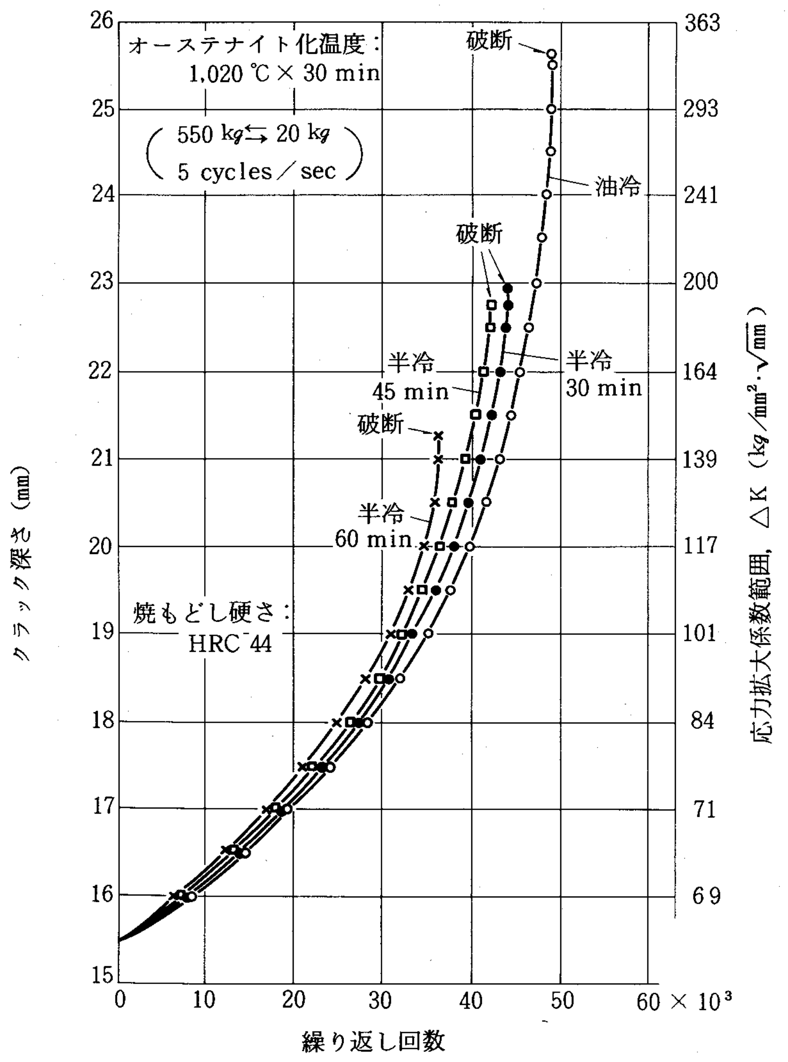


図 24　疲労クラック進展速度におよぼす焼入冷却速度の影響
(SKD61)

同様に油冷および半冷 30，60 min で焼入冷却後HRC44に焼もどした試料についての小野式回転曲げ疲労試験の結果を図 25 に示す。焼入冷却速度の低下にともない，同一応力水準における破断までの繰り返し回数，疲労限応力の漸減がみられる。

この場合も破断に至る限界のクラック進展深さは油冷の場合の方が大きいが，疲労破面の形態に関し明確な差異はみられなかった。また，油焼入後の焼もどし硬さと切り欠き疲労クラック進展特性試験の結果を図 26 に示す。焼もどし硬さの低下により，疲労クラック進展速度はやや減少するが大きな変化は生じない。

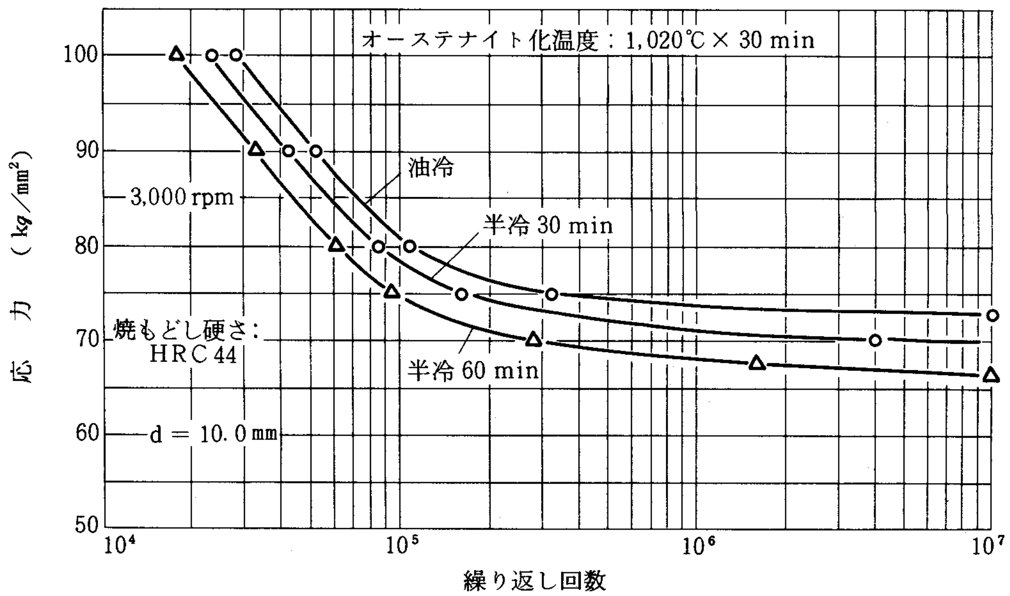


図25 回転曲げ疲労寿命におよぼす焼入冷却速度の影響
(SKD61)

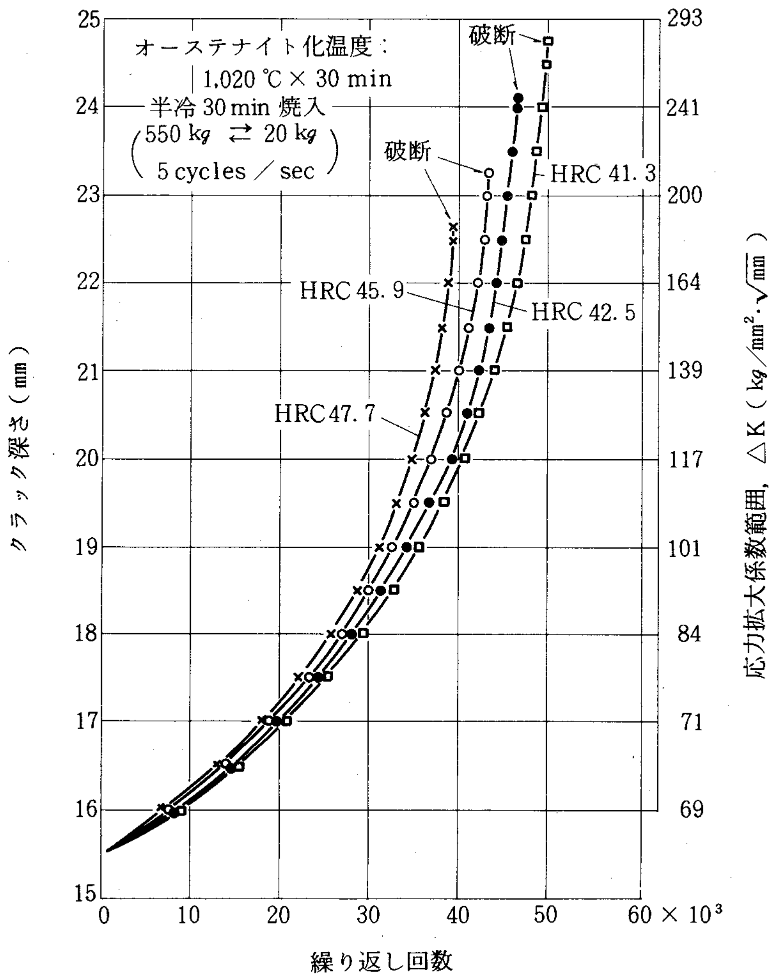


図26 疲労クラック進展速度におよぼす焼もどし硬さの影響
(SKD61)

(5) 焼入冷却速度による衝撃遷移特性の変化

油冷および半冷 30～60 min の各冷却速度で焼入後HRC 44 に焼もどした試料についてVノッチシャルピー試験片による 20～300 ℃ での衝撃試験を行なった結果を図 27 に示す。

またクラック 1 ㎜進展部の破面の走査電顕による観察結果を写真 24 に示す。

焼入冷却速度の低下にともない衝撃遷移温度は上昇する。 50 %脆性破面遷移温度は，油冷：100 ～ 150 ℃，半冷 30 min ：200 ℃，半冷 60 min ：200 ～ 250 ℃である。延性破面温度域において，油冷試料の破面は半冷 30 ，60 min の場合の破面に対して，ディンプルの大きさならびに深さがやや大きく，かつ相対的に均一であり，一方半冷 30，60 min の場合，極微細ディンプル部の混在がみとめられ，深さも相対的にやや浅い。

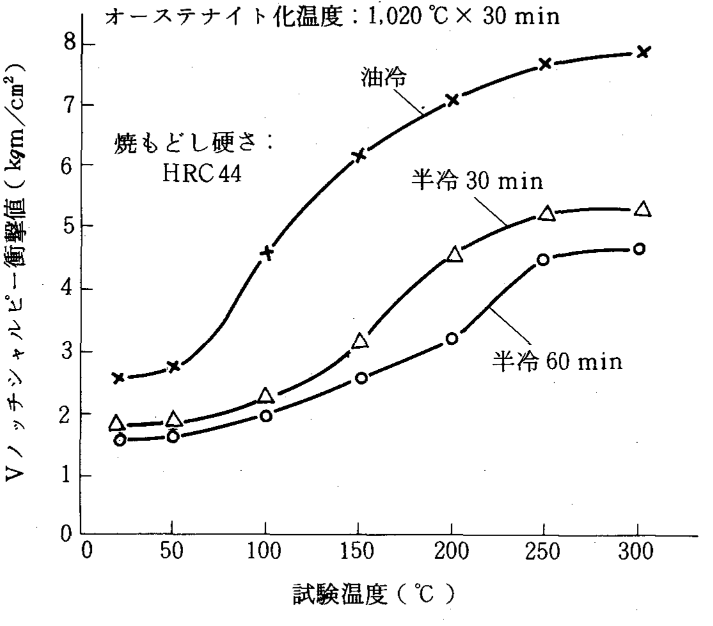


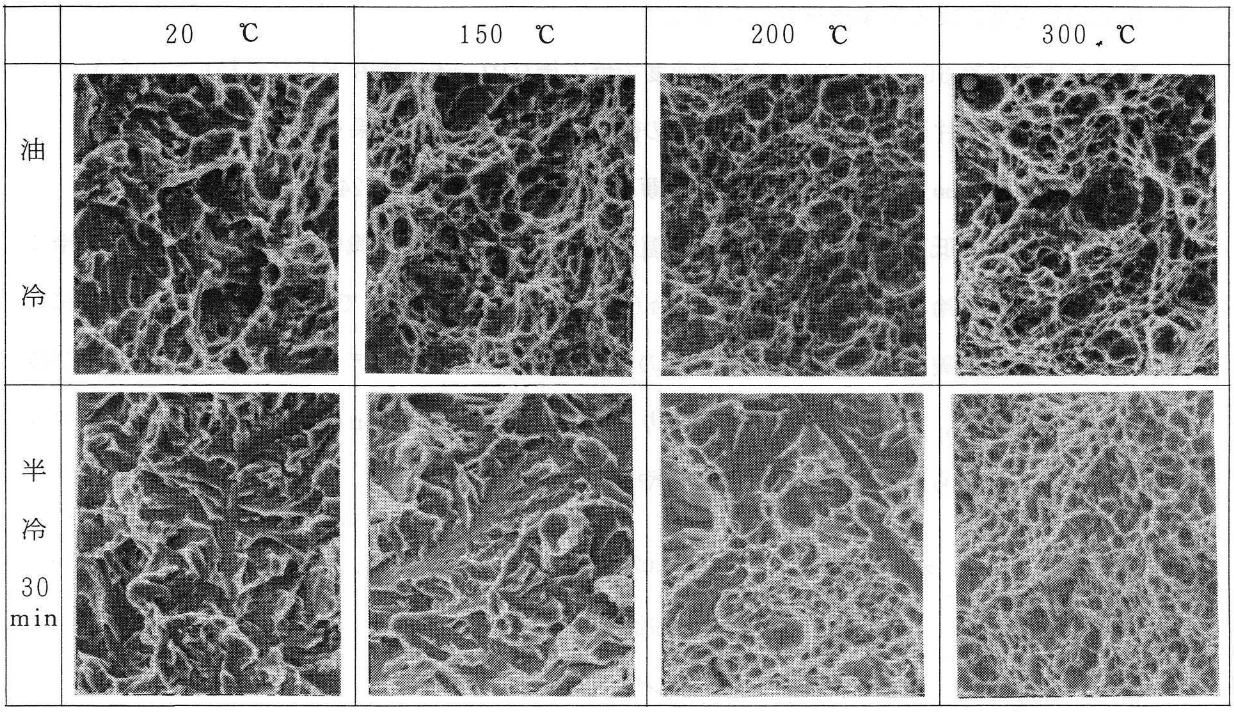
図 27　Vノッチシャルピー衝撃値におよぼす試験温度の影響
(SKD61)

(6) 焼もどし温度による引張性質，シャルピー衝撃値の変化

油冷および半冷 30 min で焼入後 200～700℃の間の各種温度で焼もどしを行なった試料について引張性質およびシャルピー衝撃値を測定した結果を図 28 に示す。

半冷 30 min の場合の引張強さは焼もどし温度が 475 ℃ 以下では油冷の場合より低いが 500 ℃以上では油冷の場合より高くなり，525 ℃ で最高値を示すが，その値は油冷の場合の 475 ℃ であらわれる最高値よりも高い。

625 ℃ 以上で油冷の場合よりやや低くなる。半冷 30 min の場合の比例限，0.2 %耐力は焼もどし温度が 500℃ 以下で油冷の場合より低いが，525 ℃ で油冷の場合より高くなり，525～550℃



オーステナイト化温度：1,020℃×30 min
焼もどし硬さ：HRC 44

写真 24　焼入冷却速度による衝撃遷移特性試験片（Vノッチシャルピー）破面の形態変化（SKD61，走査電顕像）　×1,000

で最大を示し，625℃を越える温度では油冷の場合よりやや低い。均一伸びは焼もどし温度が400℃までは変化しないが，450～475℃で増加し，最大を示し，それを越える温度では比例限，耐力の上昇とともに減少し，550～575℃で最低を示す。600℃以下では半冷 30 min の場合の方が高い。

全伸びは焼もどし温度 450℃にかけて僅かに減少するが，引張強さの最大を示す 475～500℃（油冷の場合），525℃（半冷 30 min の場合）で最低値を示し，525℃以上で油冷の場合の方が高い。

シャルピー衝撃値は焼もどし温度が 400℃以下では油冷の場合の方が高い。均一伸びの増大と伸び，絞りの減少を生じる 450℃で減少し，油冷，半冷 30 min の両場合で同一の値を示し，油冷の場合 525℃以上で回復に向うが，半冷 30 min の場合はより高温の 600℃以上で回復を示す。

(7)　試験温度と引張性質，シャルピー衝撃値の関係

油冷および半冷 30 min で焼入冷却し，HRC 44 に焼もどしたのち，20℃から 700℃までの各種温度で試験した場合の引張性質，シャルピー衝撃値を図 29 に示す。

高温引張強さは油冷，半冷 30 min で差が小さく，0.2％耐力は 600℃以下で半冷 30 min の場合の方がやや高いが，600℃以上ではその差は僅かとなる。

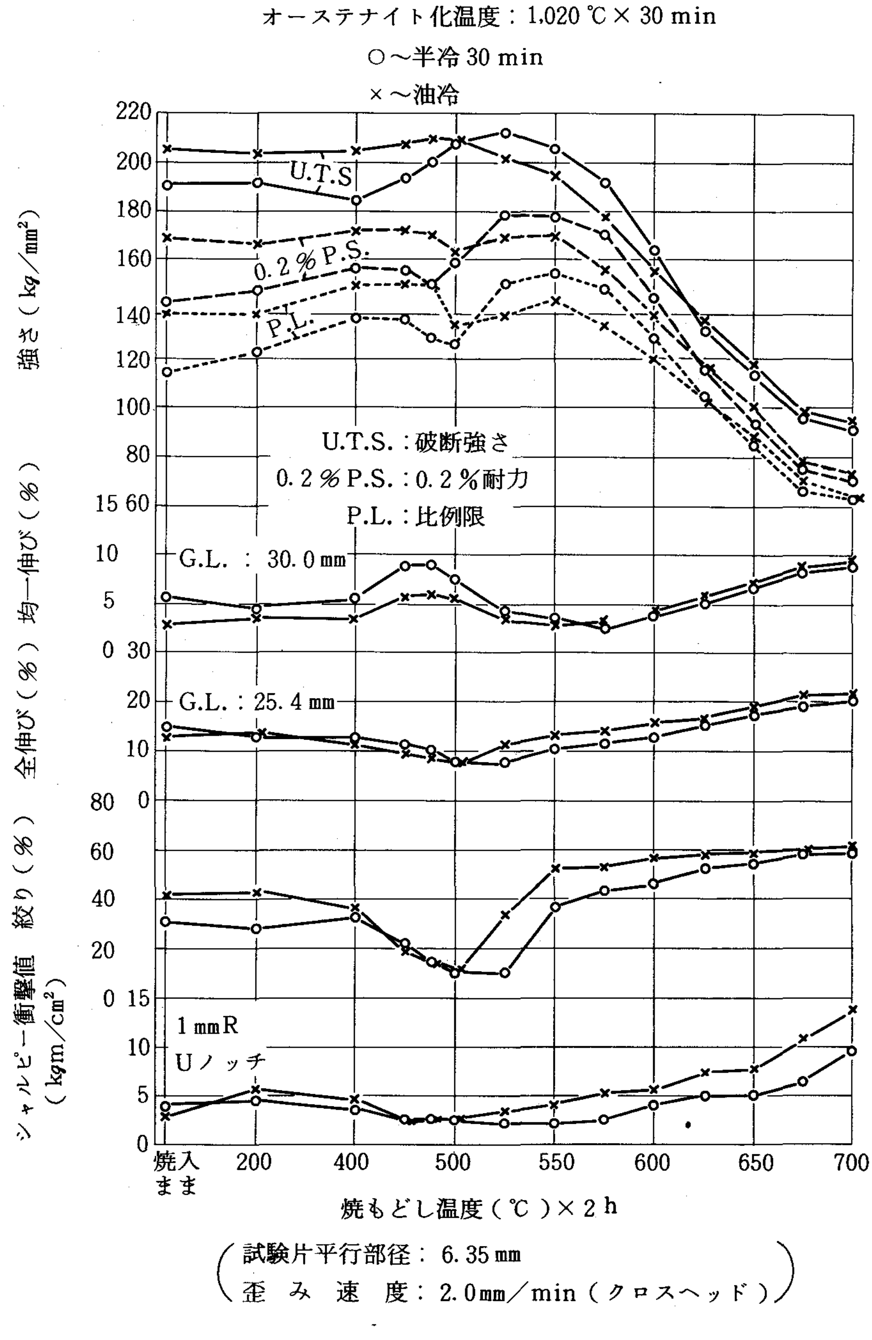


図 28　引張性質およびシャルピー衝撃値におよぼす焼もどし温度の影響
（SKD61）

伸びは油冷の場合の方が僅かに高く，400℃までは油冷，半冷 30 min の場合ともほとんど変化なく，500℃以上で漸増する。シャルピー衝撃値は油冷の場合の方が半冷 30 min の場合よりも高く，400℃まで漸増し，400～500℃で横ばいを示し，550～600℃でやや減少するが，650℃以上で油冷，半冷 30 min の場合とも急増する。

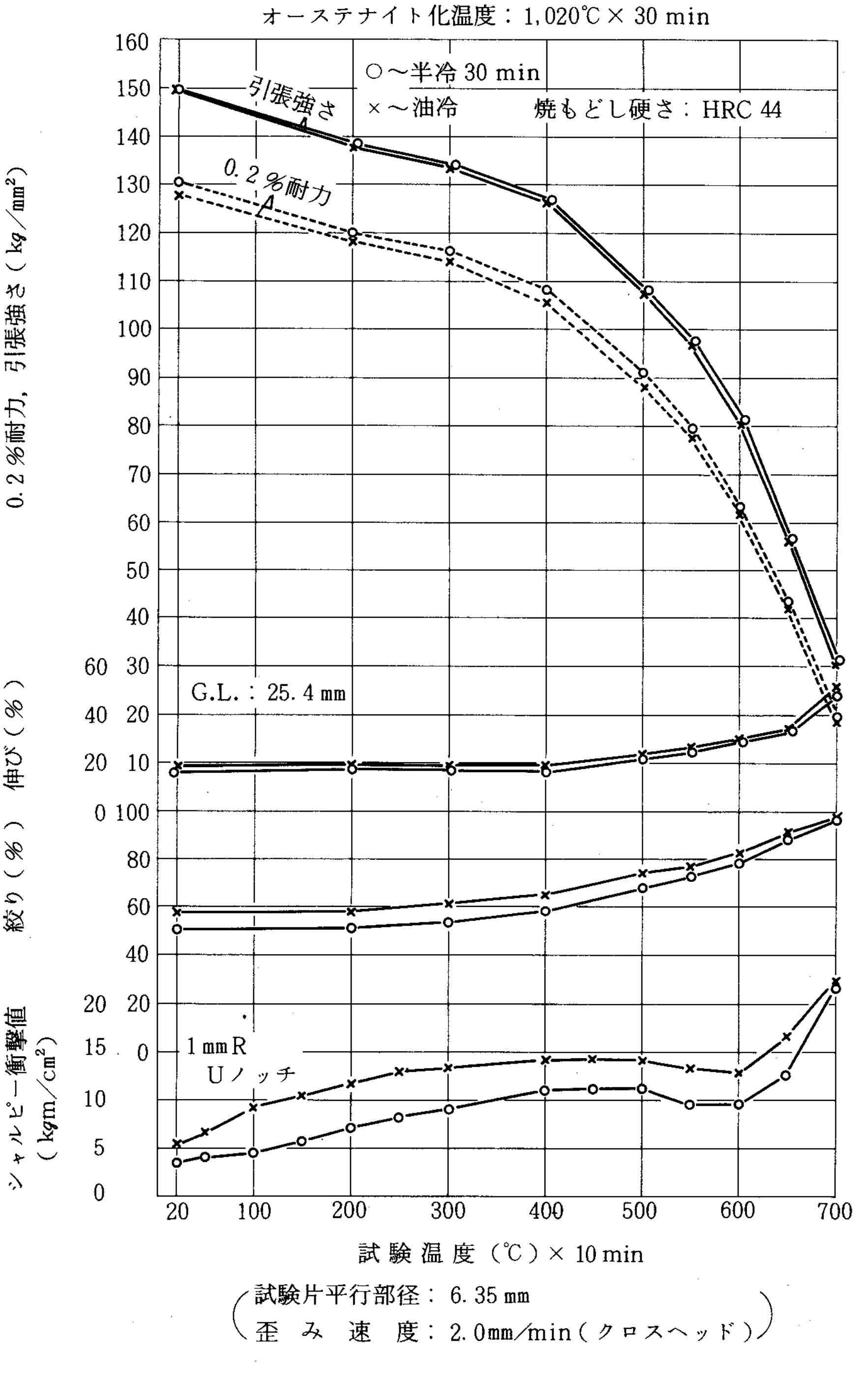


図 29　引張性質，シャルピー衝撃値におよぼす試験温度の影響（SKD61）

2.3.3　考　　察

(1)　焼入冷却速度ならびに焼もどし（HRC44）後のミクロ組織によるKIC，シャルピー衝撃値の挙動

ミクロ組織とKIC，シャルピー衝撃値の挙動を対照してみると，

(a)　半冷15 minの冷却でのKIC等の低下は，マルテンサイトラス幅に対して幅，長さが相対的に大きいラス状上部ベイナイトが混在していて，ベイナイト粒境界への析出炭化物の粒度がやや増大し，連鎖状に分布する傾向を示すことに対応している。

(b)　半冷30 minの場合および500℃まで急冷後300℃/hの冷却を行なった場合のKIC等の低下は，(a)に加えて長いベイナイト粒領域の生成（有効結晶粒径の増大）と針状の極微細析出炭化物の分布密度の増大に対応している。

(c)　半冷45～60 minおよび500℃まで急冷後300～100℃/hの冷却におけるKIC等の低下は，上記要因に加えて，上部ベイナイト変態の一層の進行と有効結晶粒径が全般的に大きくなること，塊状上部ベイナイト化とこれに関連してベイナイト粒境界，旧オーステナイト粒界への炭化物の優先析出の傾向が増大すること，にそれぞれ対応している。

(a)の場合，上部ベイナイト化により，$M_3C \rightarrow M_7C_3$ 変態は抑制され，$M_{23}C_6$ と M_6C を主体とする炭化物がベイナイトラス境界に連鎖状により大きな粒度で析出したもので，指摘されているように，ラス幅の増大[61]とこれに沿う上記炭化物分布[30]の両者が靱性低下の要因と推察される。

(b)の極微細炭化物の分布が靱性の低下をまねくことはすでに指摘されている[62]。その析出量の増加は上部ベイナイト化により，焼もどし時にM_3Cの析出を生ぜず，$M_3C \rightarrow M_7C_3$ 変態が抑制され，分離核生成（separate nucleation）による基地中への極微細炭化物（M_2C）の析出量の増大をまねいたことによる[35]。

逆に上部ベイナイト化が進むことに伴なう$M_3C \rightarrow M_7C_3$変態の抑制は旧オーステナイト粒界，ベイナイト粒境界への$M_{23}C_6$，M_6Cを主体とした析出を増大させるが[63]，(c)の塊状上部ベイナイト化はベイナイト粒境界の分布密度を減少させ，その結果旧オーステナイト粒界への析出を一層促進したと考えられる。

すなわち，上部ベイナイト化によるKIC，シャルピー衝撃値低下のミクロ組織的要因は，(i)ベイナイト粒幅の増大，粒境界に沿う析出炭化物の粒度の増加と連鎖状分布傾向の増大（マルテンサイト対比），(ii)有効結晶粒径の増大，(iii)極微細析出炭化物の分布密度の増大，(iv)塊状上部ベイナイト化とベイナイト粒境界，旧オーステナイト粒界への炭化物の優先析出傾向の増大，に集約される。

焼入冷却速度とHRC44に焼もどし後の引張性質との関係を調査した結果を表9に示す。

表9　引張性質（焼もどし硬さHRC44）におよぼす焼入冷却速度の影響
<オーステナイト化温度：1,020℃×30 min>　（SKD61）

	比例限（kg/mm²）	0.2％耐力（kg/mm²）	引張強さ（kg/mm²）	全伸び※1（％）	均一伸び※2（％）	絞り（％）
油冷	116.6	134.9	152.9	18.0	4.50	60.4
半冷30 min	119.3	137.2	153.2	16.2	4.25	50.9
半冷60 min	120.7	138.3	153.0	13.7	4.17	45.9

試験片平行部径：6.35 mm　　歪み速度：2.0mm/min（クロスヘッド）
※1標点距離：25.4 mm　　※2標点距離：30.0 mm

焼入冷却速度の低下により，比例限，0.2％耐力の増大と均一伸びの若干の減少，破断伸びの明らかな減少を示すが，これは極微細析出炭化物の分布密度の増大が一因と推察される。[62)]

なお，半冷90 min 前後より遅い冷却では，冷却時オーステナイト粒界への炭化物析出量の増加，さらにパーライト変態をともなうので，これが靱性低下の原因となることが考えられる。

(2) 焼入冷却速度と疲労クラック進展特性の関係

一般に同系統の材料では疲労クラックの進展速度 da/dN が △Kに対してほぼ同一の挙動を示すと報告されていることは先記したが，本実験でも疲労クラックの進展速度は焼入冷却速度の低下により若干増加するが，その変化の程度は比較的小さい結果を得た。

本実験の場合，1サイクル当たりのクラック進展距離はクラック2.5mm進展部（a = 18.0 mm）で，油冷の場合0.15μm/cycle，半冷60 min でもこれより若干大きい程度で，これはマルテンサイトラス幅やベイナイト粒幅よりも小さく，破面観察やクラック断面観察からクラック進展速度の変化に対応する組織因子を見出すには至らなかった。加工硬化性の大きい場合，クラック開口時に先端形状が丸味をおびやすいとの指摘，[50)] 耐力の低い方がクラック閉口現象による有効応力拡大係数の低減効果は大きいとの指摘がなされていることは先記した。

これらを参考に判断すれば，焼入冷却速度の低下に起因する焼もどし時の極微細析出炭化物の分布密度の増加が耐力の上昇，加工硬化性の減少をまねき，これが上記のクラック先端に丸みをおびさせる作用や，[51)52)] クラック閉口現象による有効応力拡大係数の低減効果を相対的に小さくし，1サイクル当たりのすべり変形量をやや大きくしたことが考えられる。

(3) 焼入冷却速度による衝撃遷移特性の変化

焼入冷却速度の低下による50％脆性破面遷移温度の上昇は，前記K_{IC}等に関して集約したミクロ組織的要因に対応するものと推察される。[27)28)]

延性破面温度域における衝撃値が冷却速度の低下により減少する点については，冷却速度の低

下によりディンプルの大きさが相対的に不均一となり，細かいディンプルの混在とディンプルの深さが減少することに対応している。

上部棚エネルギー値は空孔の生成とその成長，合体にかかわるもので，空孔の分布密度が低く，かつ深い方が大きいと指摘されている。[29)57)58)] この点を考慮して判断すれば，上部ベイナイト化により，広幅化したベイナイト粒境界や旧オーステナイト粒界等への炭化物の連鎖状析出など炭化物の分布が不均一になること，極微細析出炭化物の分布密度の増加による延性の減少などが，ディンプルの発生をやや不均一にするとともに，その十分な成長，合体をさまたげ，上部棚エネルギー値を相対的に低くしたことが考えられる。

(4) 焼もどし温度による引張性質，シャルピー衝撃値の変化

焼もどし温度 500 ℃ 以下で半冷 30 min の場合の方が油冷の場合に対比して比例限，0.2 %耐力が低いが，一方均一伸びが大きいことに示されるように加工硬化性は大きく，引張強さにおいては両者の差は接近している。これは上部ベイナイト生成にともなってＣを濃化した多量の残留オーステナイトの影響によると考えられる。

転位上への微細な特殊炭化物の析出と残留オーステナイトの分解が開始する温度の直下に相当する 475 ～ 500 ℃ の焼もどしで比例限，耐力は最低値を示す。これはマルテンサイトラスや，ベイナイト粒の境界を主体に，また一部粒内にも M_3C が析出している点より固溶強化作用の減少が一原因と考えられる。

一方，上記 M_3C 粒の非整合析出分布，また引張変形における残留オーステナイトのマルテンサイト化傾向の増大などにより加工硬化性は最大となり，引張強さの増大を開始したものと推察される。

転位上への微細な特殊炭化物ＭＣの整合析出を開始し，かつ残留オーステナイト量の大幅な減少をともなう 525 ～ 550 ℃ の焼もどしで，比例限は上昇するが，油冷の場合その上昇の程度は小さく，半冷 30 min の場合の方が高く，この場合加工硬化性との組み合せにより 525 ℃ で引張強さは最大を示す。油冷の場合の引張強さの最大が 475 ～ 500 ℃ の焼もどしで生じ，500 ℃ を越える温度で減少し，半冷 30 min の場合より低くなるのは極微細析出炭化物の析出による強化への寄与が，半冷 30 min の場合より低いことを示すものと推察される。

これはミクロ組織観察でみられたように半冷 30 min の場合の方が 500 ℃ を越える焼もどし温度での強化に寄与する極微細炭化物の有効析出量が多いことに対応している。焼もどし温度が 625 ℃ 以上で半冷 30 min の場合の強度が油冷の場合よりもやや低くなるのは，旧オーステナイト粒界への $M_{23}C_6$ の析出が増加し，炭化物の凝集がすすみ，強化に寄与する極微細析出炭化物の分布密度が減少することに対応している。

この場合625℃以上で油冷の場合に対比すれば，極微細析出炭化物の分布密度はやや高いが，引張強度は油冷の場合よりやや低いのは固溶強化による寄与が油冷の場合より小さいためであろう。

シャルピー衝撃値は焼もどし温度が450℃で減少を示し，油冷の場合550℃以上で漸次回復を示すのに対し，上部ベイナイトの場合回復を開始する温度が高く，600℃以上で回復を開始する。焼もどし温度の上昇にともなう衝撃値の回復がより高温までずれるのは，極微細析出炭化物の分布密度が油冷の場合よりも高く，また旧オーステナイト粒界への$M_{23}C_6$，M_6Cの析出量の増加が油冷の場合よりも多いためと考えられる。

(5) 焼入冷却速度による高温引張強さの変化

700℃までの高温引張強さは，400℃以下では油冷および半冷30 minの冷却の両試料間で差がなく，500～600℃で僅かに半冷30 minの場合の方が高く，650～700℃では差がない。

この原因については，

(i) 400℃までは初期硬さが支配的となり，油冷および半冷30 minの冷却の両試料間で高温引張強さに差が生じなかったものと推察され，

(ii) 500～600℃で半冷30 minの場合の方が高温強度が高いのは極微細炭化物の析出分布による寄与が支配的となり，その分布密度の高い半冷30 minの場合の方が高い引張強さを示したものであろう。

650～700℃で差が生じなかったのは，半冷30 minの場合の方が油冷の場合よりも相対的に極微細析出炭化物の分布密度はやや高いが，密度の水準自体は大きく減少しており，一方固溶強化の寄与は油冷の場合よりも低く，総合効果として両者同等の引張強さを示したものと推察される。

0.2％耐力についても，引張強さの場合と同様の傾向がみとめられたが，そのミクロ組織要因も同様と考えられる。

2.3.4 結　　言

0.4C－5Cr－Mo－V鋼，SKD61の高温強度，靱性におよぼすミクロ組織の影響について研究し下記結果を得た。

(1) 平面歪み破壊靱性値K_{IC}，シャルピー衝撃値（焼もどし硬さHRC44）は焼入冷却速度の低下にともない漸減する。

(2) 上記靱性の変化は，上部ベイナイト変態の生成挙動とこれに関連した焼もどし時の炭化物の析出，凝集挙動に対応しており，靱性変化のミクロ組織的要因は，

(a) 上部ベイナイト組織の生成と生成量の増加，

(b) ベイナイト粒幅の増大およびベイナイト粒境界に沿う析出炭化物の粒度の増加と連鎖状分布傾向の増大（マルテンサイト対比，半冷 15 min など），

(c) 極微細析出炭化物の分布密度の増大（半冷 15～30 min より），

(d) 有効結晶粒径の増大（半冷 30～45 min より），

(e) 塊状上部ベイナイト化とこれに関連してベイナイト粒境界，旧オーステナイト粒界への炭化物の優先析出傾向の増大（半冷 45～60 min），に集約される。

焼入冷却速度の低下にしたがって，上部ベイナイトは(b)→(e)の段階を経て靱性を低下させる。

(3) 疲労クラック進展速度は焼入冷却速度の低下によりやや増加するが，これは上部ベイナイト化にともなう焼もどし時の極微細析出炭化物の分布密度の増加が一因と考えられる。

(4) 高温引張強さについては，400℃以下では油冷によるマルテンサイト，半冷 30 min の冷却による上部ベイナイト主体の組織の両場合で同等であり，500～600℃で僅かに半冷 30 min の場合の方が高く，650～700℃では同等である。これらの挙動は 400℃までは強化の機構にかかわらず初期強度が支配的であること，500～600℃では極微細析出炭化物の分布密度の大，小が支配的であり，半冷 30 min の場合の強度が上まわったこと，650℃以上では極微細析出炭化物の分布密度が大きく減少し，極微細析出炭化物の分布密度の相対的に高い半冷 30 min の場合と固溶強化が相対的に大きい油冷の場合とで差がなくなったことによるとの判断を行なった。

以上，もっとも代表的な 5 Cr 系熱間工具鋼について，靱性，高温強度とこれを構成するミクロ組織因子を明らかにし，ベイナイト変態域の冷却速度の制御が特性制御の要点となることを明らかにした。

また，熱間工具鋼としての高温強度は焼入強化だけでは得られず，500℃を越える焼もどし温度での MC，M_2C などの析出強化を併用しなければならないが，靱性を重視する場合焼入強化による寄与を主体とし，極微細析出炭化物の分布密度を低くおさえることが有利であること，逆に高温強度を重視する場合，析出強化による寄与を主体とし，析出炭化物の凝集抵抗を大きく保つことが必要であることを明らかにした。

本鋼は高めの靱性と中位の高温強度を示すが，靱性面では，(1) Cr 量が高く，500℃を越える焼もどし温度で $M_3C \rightarrow M(Cr)_7C_3$ 変態による粒状炭化物の生成量が多く，強化に寄与する MC，M_2C の分布密度が低く，(2) マルテンサイト化傾向が大きく，塊状上部ベイナイト化しにくいため，(1)とあいまって M_6C の過度の粒界析出を生じにくく，有利なミクロ組織形態を示すこと，一方，高温強度面では(1)の点および 600℃を越える温度への昇温により，凝集のはやい $M(Cr)_{23}C_6$ が粒界に生成するため中位相当のミクロ組織形態を示すこと，によって裏付けられ

ることを示した。

2.4　ＳＫＤ７[64)]

マルテンサイト鋼ＳＫＤ７は油焼入鋼に分類され，高温強度が高いことを特徴とするが，[65)～68)] 高温強度のすぐれた材料にともないがちな靱性の低下が比較的少く，使用時の割れ事故がＳＫＤ８などの場合に比して少ないため，近年精密熱間鍛造型の用途に使用される例が増えつつある。本鋼は焼入冷却速度の低下による靱性減少の傾向が５Ｃｒ系鋼の場合よりも大きく，焼入冷却作業の管理が重要とされている。[69)]

しかしながら，焼入冷却速度の影響を含めた本鋼の特性を構成するミクロ組織要因の解明は十分でなく，型長寿命化を目的とした高強度型材の開発，熱処理条件の検討を含めた総合対策を今後正しくすすめる上で，この点の解明はきわめて重要になって来た。

2.4.1　試料および実験方法

試料は 0.35Ｃ－３Ｃｒ－３Mo－0.5Ｖ鋼，ＳＫD７で化学組成を表 10 に示す。

素材断面寸法は直径 200 mmで，弧光式電気炉で溶製し，鍛錬成形比６以上に熱間成形し，850 ℃で焼なまし処理した。試験片は中心と表面との中間位置から鍛伸方向に採取して実験に供した。

表 10　試料の化学組成（wt ％）

C	Si	Mn	Cr	Mo	V
0.35	0.30	0.33	2.82	2.75	0.47

(1)　焼入冷却速度によるミクロ組織挙動の観察

1,020 ℃× 30 minオーステナイト化後，油冷および半冷１～ 60 min で連続冷却した場合のベイナイト変態挙動をミクロ観察，硬さ測定および温度－寸法挙動（フォーマスターによる）により調べた。

つぎに，焼入冷却時オーステナイト基地からの炭化物の析出を抑制するため，500 ℃まで急冷（空冷）後油冷および 4,000～300℃/h の各種冷却速度で冷却した場合の ベイナイト変態挙動をミクロ組織の面から観察した。

また，上記の各焼入冷却後の試料を 400 ℃から 700 ℃までの間の各種温度で２ h焼もどした場合の炭化物の析出，凝集挙動を抽出レプリカ法による電顕観察，Ｘ線，電子線回折により調べた。試験片の寸法は 12 mm× 12 mm× 6 mmである。

(2)　機械的性質の測定

(a)　ミクロ組織観察試料と同様に各種速度で焼入後HRC44 に焼もどし（焼もどし温度635～650

℃×1.5 h空冷，引続き30℃低い温度で1.5 h空冷）した場合の破壊靱性値KIC， 疲労クラック進展特性，シャルピー衝撃値を測定した。

さらに衝撃遷移特性，引張性質を測定した。また，試験後破面観察を行なった。

(b) 半冷20 min の冷却によって得た上部ベイナイト主体の試料および油冷により得たマルテンサイト試料につき，

(i) 700℃までの各種温度で焼もどした場合の引張性質，シャルピー衝撃値，

(ii) HRC44に焼もどし後700℃までの各種温度で試験した場合の引張性質，シャルピー衝撃値，700℃，15kg/mm²の条件でのクリープ破断特性を調査した。

試験片，試験条件は2.2.1と同様である。

2.4.2 実験結果

(1) 焼入冷却速度によるベイナイト変態特性，ミクロ組織の変化

1,020℃から半冷1～60 min で連続冷却した場合のベイナイト変態線図を図30に示す。なお，恒温ベイナイト変態線図を図31に示す。

また，油冷および半冷20 min の各冷却および500℃まで急冷（空冷）後4,000℃/h，500℃/hで冷却の場合の光学顕微鏡像を写真25に，二段レプリカ電顕像を写真26に示す。

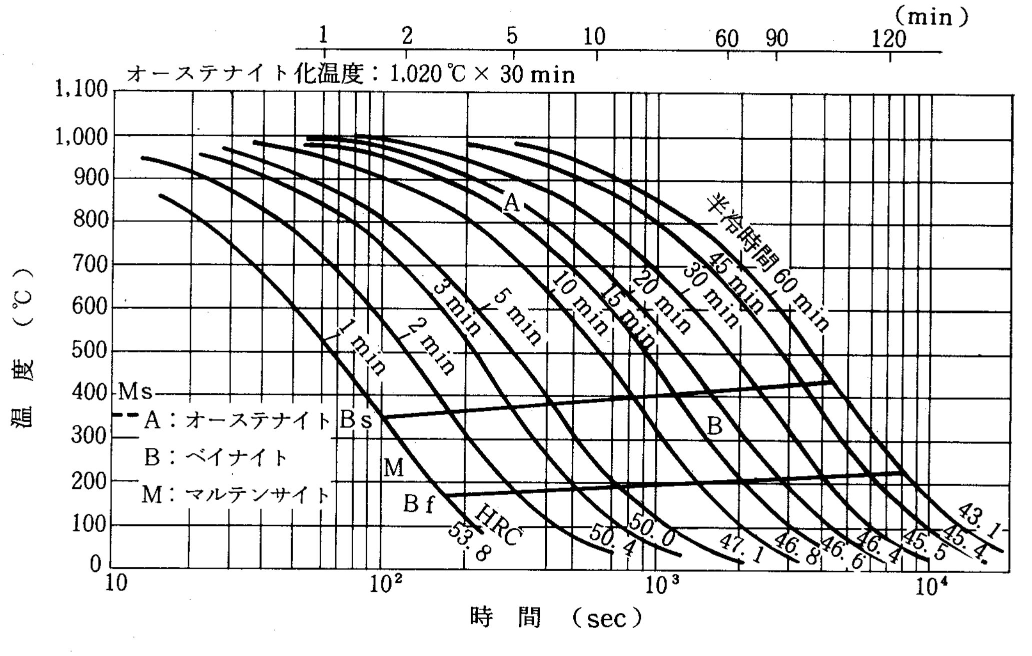


図30 連続冷却ベイナイト変態線図
（SKD7）

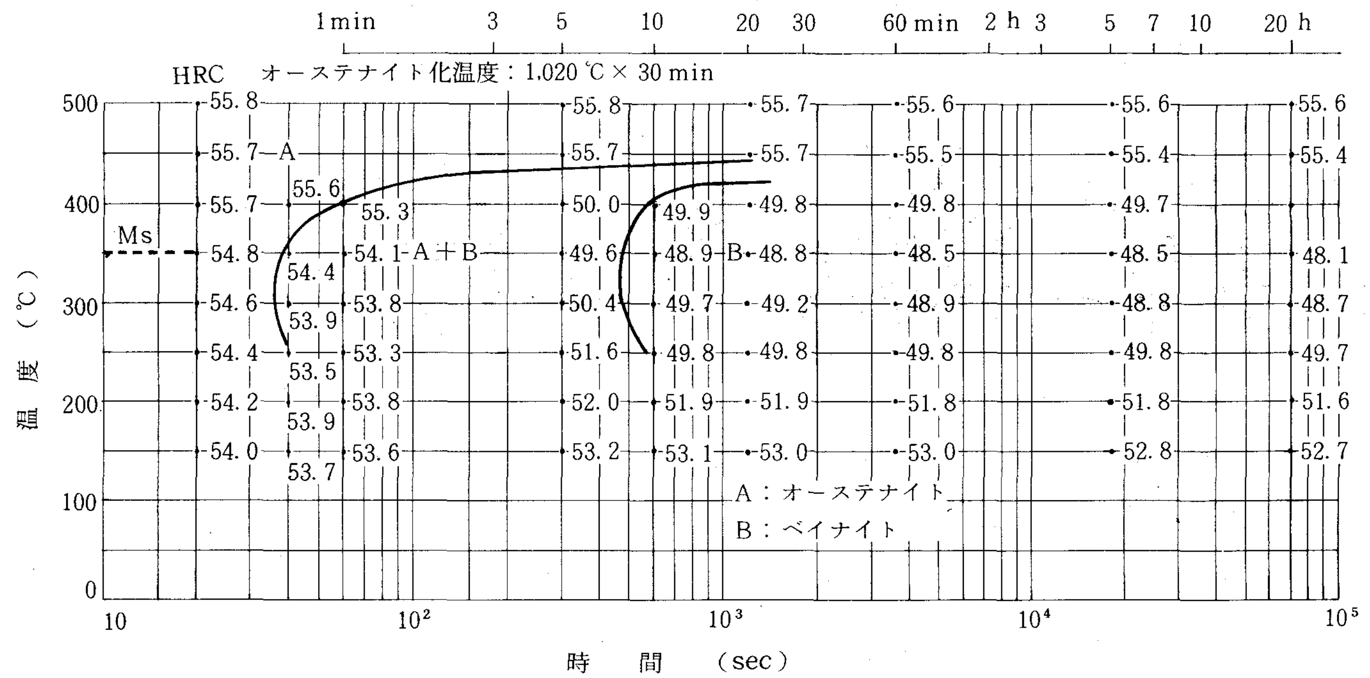


図 31 恒温ベイナイト変態線図（ SKD7 ）

オーステナイト平均粒度はＪＩＳ No. 8.5，残留炭化物の面積率は 0.95 %，平均粒径は 0.50 μm（粒径 0.15 μm 以上の炭化物につき測定）である。油冷ではラス状マルテンサイト，半冷 1 min の冷却で一部細長い上部ベイナイトを生成し，半冷 3 min では上部ベイナイト量は急増し，約 70 %となる。

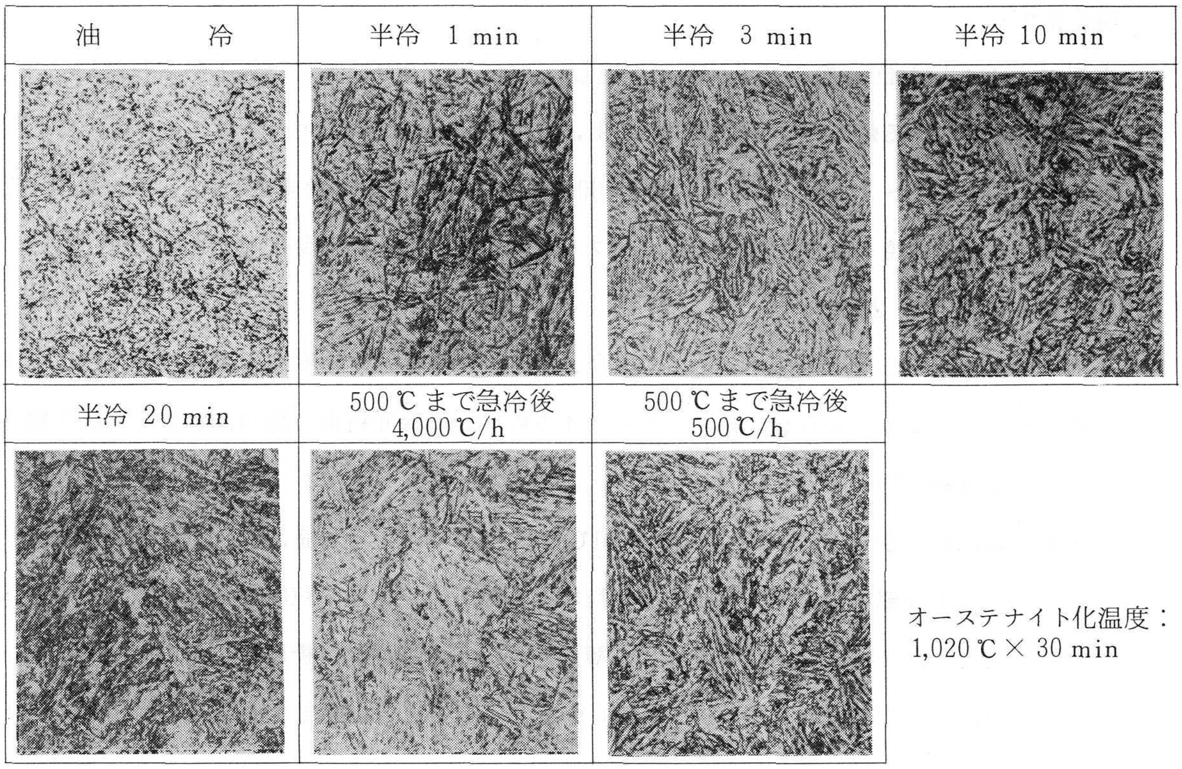
その形態はＢ－Ｉ型でやや長いラス状を呈し，へき開破壊の破面単位に相当する有効結晶粒径が油冷によるマルテンサイトの場合よりも大きくなる。

半冷 5 ～ 10 min で上部ベイナイト量は 70 %を越え，Ｂ－Ｉ型ではあるがベイナイト粒幅は増大し，塊状化傾向を示し，ベイナイト粒境界および旧オーステナイト粒界部に片状の残留オーステナイトが多量に生成する。

マルテンサイトの平均ラス幅 0.2 μm に対し，上部ベイナイト粒幅は半冷 3 min：0.4 μm，半冷 5 ～ 10 min：0.5 μm，さらに半冷 15 ～ 30 min では 0.7 ～ 0.8 μm となり，塊状化が進む。

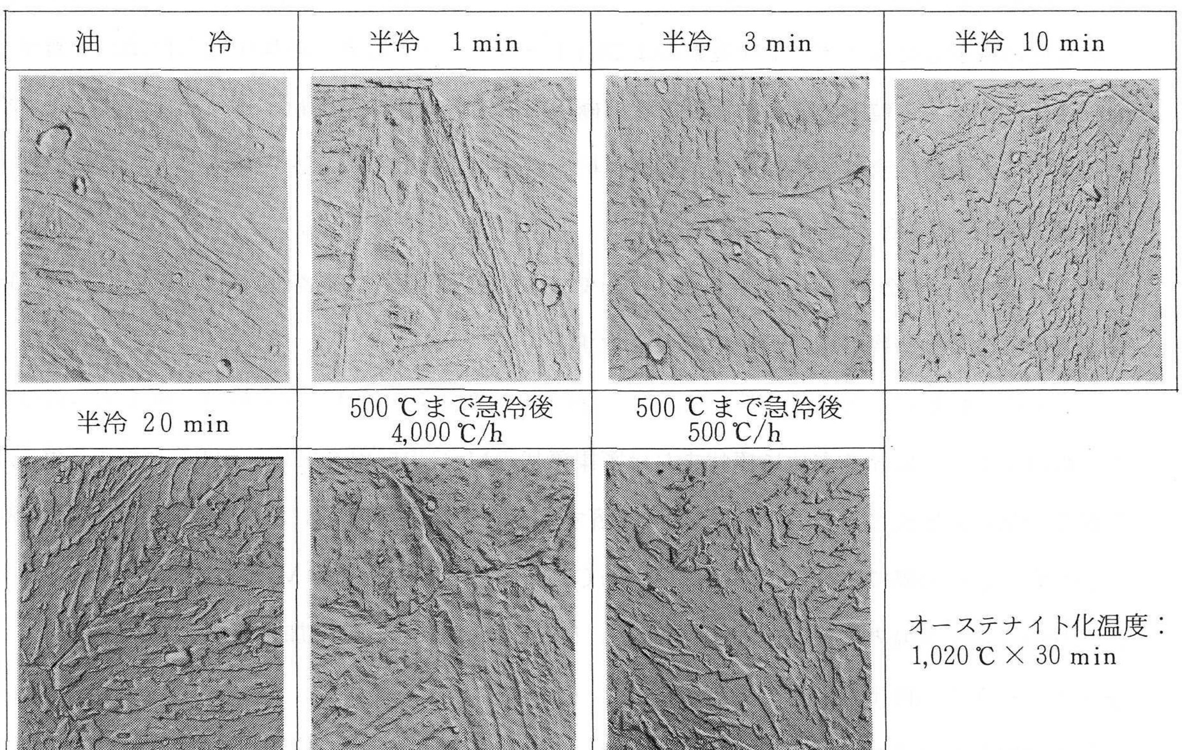
残留オーステナイト量は，油冷：3 %，半冷 3 min：9 %，半冷 10 min：12%，半冷 20 min：18 %である。

下部ベイナイト（ベイナイト粒内に微細炭化物の析出をともなう）は，半冷 1 ～ 3 min でわずかに生成し，これより遅い冷却ではみとめられなかった。500 ℃まで急冷後，等速冷却の場合，4,000 ℃/h で少量のラス状上部ベイナイト（Ｂ－Ｉ型）を生成し，1,000 ℃/h では全面にわたって上部ベイナイト化がすすみ，また一部塊状化傾向を示し，有効結晶粒径が増大し，500 ～ 300 ℃/h



オーステナイト化温度：
1,020℃×30 min

写真25　焼入冷却速度による焼入組織の変化
（SKD7，光学顕微鏡像）



オーステナイト化温度：
1,020℃×30 min

写真26　焼入冷却速度による焼入組織の変化
（SKD7，二段レプリカ電顕像）

で塊状化する。

下部ベイナイトは4,000℃/hでわずかに生成し，4,000～1,000℃/hではみとめられない。

(2) 焼入冷却速度による焼もどし時の炭化物析出，凝集形態および残留オーステナイト量の変化

油冷および半冷1～10 minの冷却，また500℃まで急冷（空冷）後4,000℃/h，500℃/h で冷却の後HRC44に焼もどした試料の抽出レプリカ電顕法による析出炭化物の分布および形態の電顕組織を写真27，28に示す。

(a) 油冷により生成したマルテンサイトの場合，密に分布するラス境界を主体に，ラス内にも炭化物の析出分布がみとめられ，旧オーステナイト粒界への優先析出の傾向は小さく，炭化物の析出分布は微細で均一である。

(b) 半冷1 minおよび500℃まで急冷後4,000℃/hの冷却では，ラス幅，長さが大きいラス状上部ベイナイト生成部において，ベイナイト粒境界への析出炭化物の粒度がやや大きく，連鎖状を呈し，また，旧オーステナイト粒界に，薄いが連続した炭化物の析出分布がみとめられる。

(c) 半冷3 minおよび500℃まで急冷後1,000℃/hの冷却では，大部分を占める広幅化したベイナイトの粒境界を主体に粒状炭化物の連鎖状析出分布がみとめられ，旧オーステナイト粒界への優先析出の傾向がやや大きくなる。

(d) 半冷5～20 min および500℃まで急冷後1,000～500℃/hの冷却ではさらに広幅化して分布密度の減少したベイナイト粒境界および旧オーステナイト粒界への集中的な析出が一層進む。

(e) 強化に寄与する粒内の雲状および針状の極微細析出炭化物の分布は，ベイナイト化により均一化すると同時に密度を増加する。極微細析出炭化物は雲状のMCを主体とし，これに針状のM_2Cが混在する形となっている。

表11に油冷，半冷20 minで焼入後，700℃までの各種温度に2h焼もどした試料のX線，電子線回折による炭化物の構造同定の結果を示す。

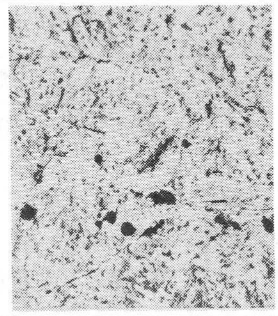
ミクロ組織観察の結果を併せ整理すると，油冷によるマルテンサイトの場合，焼もどし温度が500℃以下でラス境界を主体に棒状または密集棒状のM_3Cの析出を生じ，500℃を越える焼もどし温度でMCの生成にともないM_3Cは再固溶するが，一部は残存し，さらに焼もどし温度が600～650℃で，その場核生成による$M_3C \rightarrow M_7C_3$ 変態を生じ，粒状のM_7C_3を生成するとともに密に分布するラス境界にM_6Cの析出が進む。700℃ではM_7C_3 の増加と凝集，M_6Cの旧オーステナイト粒界への析出が大きく進む。

強化に寄与する極微細析出炭化物としては，500℃を越える焼もどし温度でまず雲状のMCを生成し，650℃ではこれに加えて針状のM_2Cが生成，混在し，700℃では極微細析出炭化物の分布密度が大きく減少する。

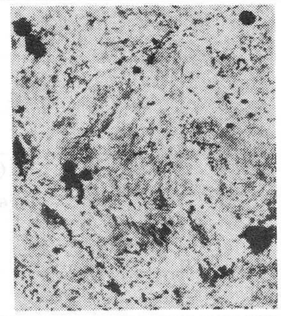
油　　　冷

半冷　1 min

半冷　3 min



半冷　10 min



500 ℃まで急冷後
4,000 ℃/h

500 ℃まで急冷後
500 ℃/h

オーステナイト化温度：1,020 ℃ × 30 min

写真 27　焼入冷却速度による焼もどし（ HRC44 ）時の炭化物析出分布形態の変化
（ＳＫＤ７，抽出レプリカ電顕像）　×4,000

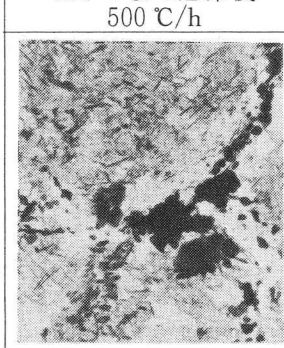
油　　　冷

半冷　3 min

半冷　10 min

半冷　20 min

500 ℃まで急冷後
500 ℃/h



オーステナイト化温度：1,020 ℃ × 30 min

写真 28　焼入冷却速度による焼もどし（ HRC44 ）時の炭化物析出分布形態の変化
（ＳＫＤ７，抽出レプリカ電顕像）　×20,000

表 11　X線および電子線回折による炭化物同定結果
(SKD7)

オーステナイト化温度：1,020 ℃ × 30 min

		焼入まま	焼もどし温度（℃）× 2 h					
			400	500	550	600	650	700
油 冷	X 線 (CoK α)	MC (9) M_6C (22)	MC (9) M_6C (22)	MC (10) M_6C (24)	MC (13) M_6C (26)	MC (14) M_6C (37)	MC (15) M_6C (47) M_7C_3 (36)	MC (16) M_6C (74) M_7C_3 (110)
油 冷	電子線	—	—	(密集棒状) M_3C	—	—	—	—
半 冷 20 min	X 線 (CoK α)	MC (10) M_6C (23)	MC (10) M_6C (23)	MC (10) M_6C (23)	MC (12) M_6C (25)	MC (13) M_6C (28)	MC (17) M_6C (36) M_7C_3 (15)	MC (18) M_6C (63) M_7C_3 (74) $M_{23}C_6$ (6)
半 冷 20 min	電子線	—	—	—	(雲 状) MC	(雲 状) MC	(雲 状) MC (針 状) M_2C	(雲 状) MC (針 状) M_2C

( )内の数字はチャート上の回折図形の高さ（目盛）を示す。

MC：(111) 面　　M_6C：(422) 面　　M_7C_3：(102) 面　　$M_{23}C_6$：(422) 面

強化の主体となる炭化物はMCである。

一方，半冷 20 min の場合は，上部ベイナイト変態にともなってCを過飽和に固溶した残留オーステナイトの安定化により，500 ℃ 以下の焼もどしでのM_3Cの析出をほとんど生ぜず，したがってM_7C_3 の生成は相対的に少ない。

焼もどし温度が 700 ℃ ではM_6Cを主体に，一部$M_{23}C_6$ の旧オーステナイト粒界への析出が進む。その場核生成による$M_3C \rightarrow M_7C_3$ 変態が抑制される結果，500 ℃ を越える焼もどし温度で強化に寄与する基地中への極微細析出炭化物の析出量が油冷の場合より多く，700 ℃ までの各焼もどし温度でその分布密度が油冷の場合よりも高い。

油冷の場合と同様，焼もどし温度が 600 ℃ 以下では雲状のMCの析出を生じ，650 ℃ 以上ではこれに加えて一部針状の M_2C の混在がみられるが，強化の主体となる炭化物はMCである。M_6Cを主体に一部$M_{23}C_6$ の析出はベイナイト粒の境界，旧オーステナイト粒界に生じ，マルテンサイトの場合よりも析出量は少ないが，その分布は塊状ベイナイト化による粒の広幅化（ベイナイト粒境界密度の減少）により，ベイナイト粒境界，旧オーステナイト粒界の単位面積あたりの析出量の増加をまねき，析出炭化物の連鎖状あるいは連続的分布および粒度の増加をまねく。

焼もどしにおける残留オーステナイトの分解挙動を図 32 に示す。

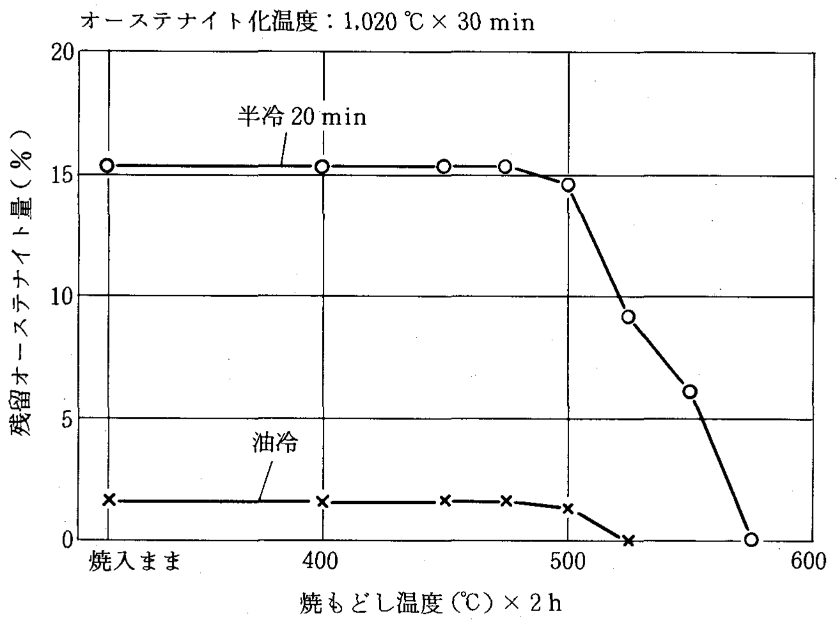


図 32　残留オーステナイト量におよぼす焼もどし温度の影響
（ＳＫＤ７）

油冷の場合残留オーステナイトは 525 ℃の焼もどしで完全に分解するが，半冷 20 min の上部ベイナイト変態時の残留オーステナイトは安定で，550 ℃でも 6 %残存し，575 ℃で分解を完了する。

(3) 焼入冷却速度によるKIC，シャルピー衝撃値の変化

油冷および半冷 1 ～ 30 min の各冷却速度で焼入後HRC44 に焼もどした試料，また 500 ℃まで急冷（空冷）後，油冷および 4,000 ～ 300 ℃/h の各冷却速度で焼入し，HRC44 に焼もどした試料について破壊靱性値KIC を測定した結果を図 33，34 に示す。KIC は，

(a) 連続焼入冷却の場合，油冷では 203 kg/mm²·√mm であるのに対し，半冷 1 min では 151 kg/mm²·√mm，半冷 3 min では 122 kg/mm²·√mm と明らかに減少し，それより遅い冷却速度ではごくゆるやかに減少する。

(b) 500 ℃まで急冷後各種冷却の場合，4,000 ℃/h（ベイナイト変態域 450 ～ 200 ℃ における冷却速度でほぼ半冷 3 min に相当）で 150 kg/mm²·√mm であるが，1,000 ℃/h（ベイナイト変態域 450 ～ 200 ℃における冷却速度で半冷 10 min に相当）で 118 kg/mm²·√mm と明らかに減少する。500 ℃までの急冷はKIC をわずかに改善するようにみえるが，大きな影響を与えない。

油冷および半冷時間 1 ～ 30 min の各速度で焼入後 HRC44 に焼もどした試料のシャルピー衝撃値（ 2 mmUノッチ）を図 35 に示す。シャルピー衝撃値はKIC の場合よりもややゆるやかな変化を示すが，類似の傾向がみとめられた。

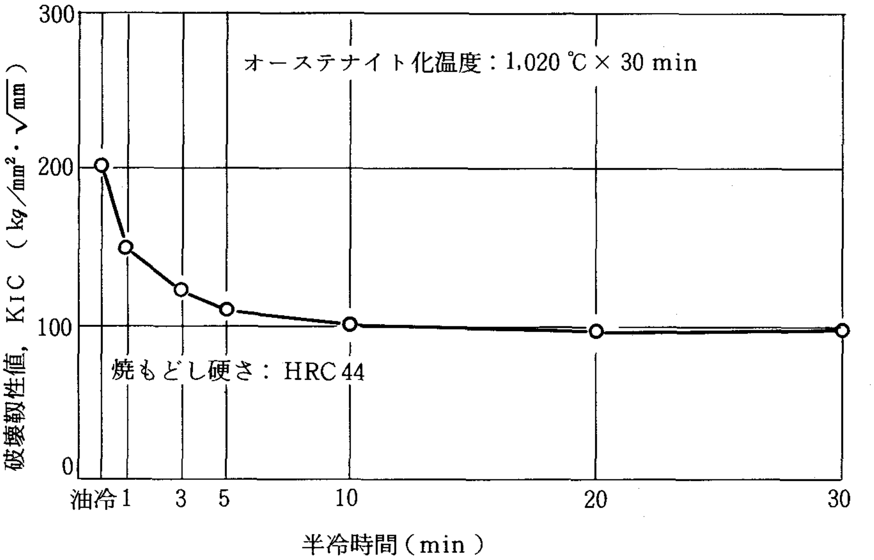


図 33　破壊靱性値KIC におよぼす焼入冷却速度の影響（SKD7）

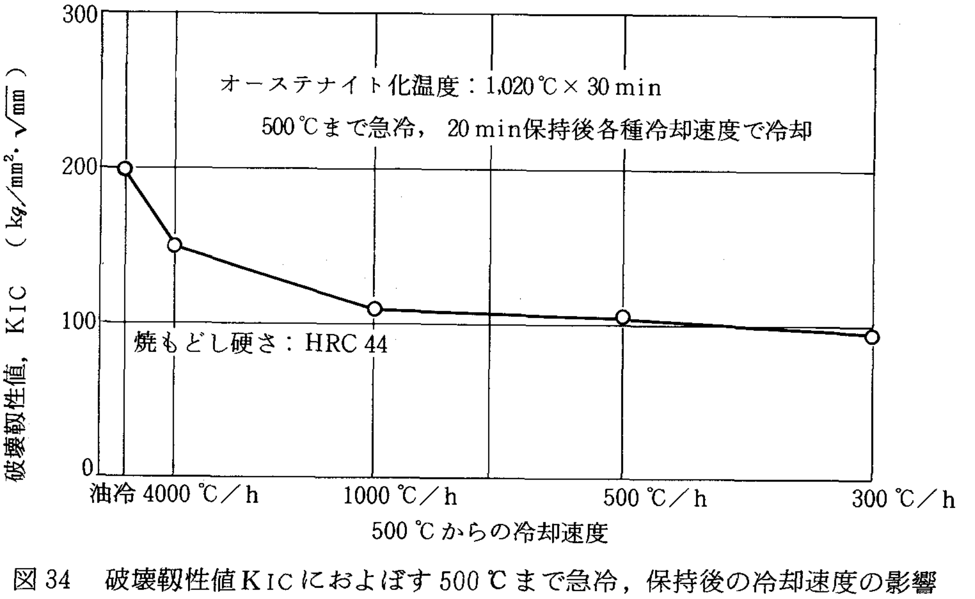


図 34　破壊靱性値KIC におよぼす 500 ℃まで急冷，保持後の冷却速度の影響（SKD7）

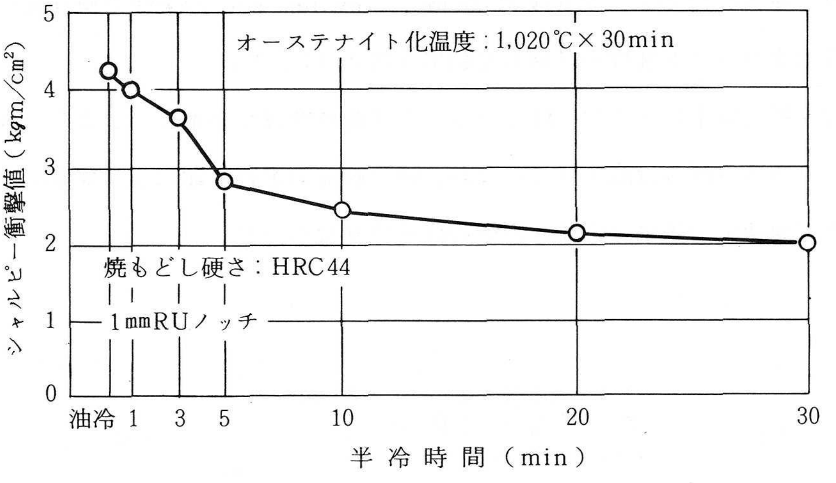
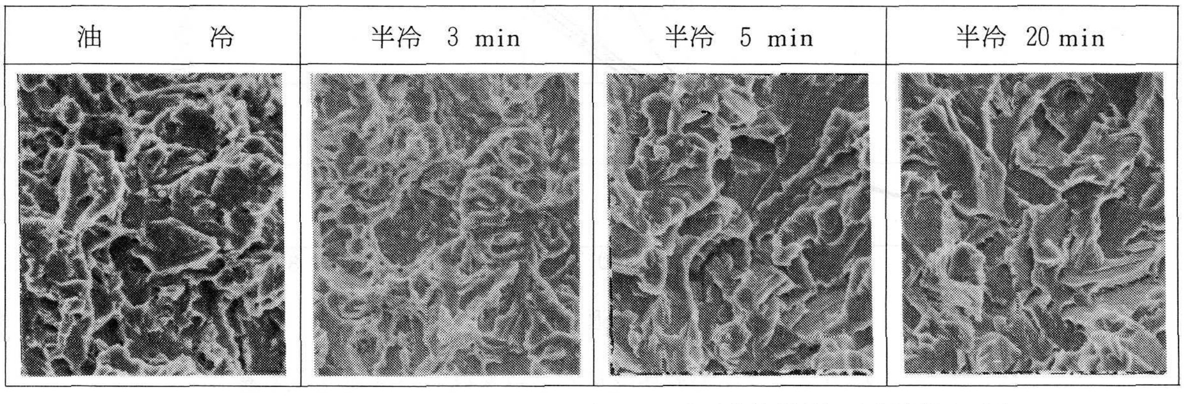


図35　シャルピー衝撃値におよぼす焼入冷却速度の影響
（SKD7）

写真29にシャルピー試験片のクラック1mm進展部の破面像を示す。油冷では細かい延性的起伏をともなったへき開型破面であるが，延性的起伏は半冷3minではやや減少し，半冷5minでは明らかに減少し，全面へき開型破面となる。

上部ベイナイト化により，破面単位はやや大きくなり，長い破面模様がみられ，ミクロ組織における長いベイナイト粒の生成や有効結晶粒径の増大の挙動に対応している。



オーステナイト化温度：1,020℃×30min

写真29　焼入冷却速度による焼もどし（HRC44）後のシャルピー衝撃試験片破面の形態変化
（SKD7）　×1,000

SKD61の場合に対し，本鋼のKIC，シャルピー衝撃値の水準は低く，かつ冷却速度の低下に対し靱性値が急激に低下する傾向がみられ，良好な実用性能を得るためには冷却速度の管理がきわめて重要と判断される。

(4)　焼入冷却速度による切り欠き疲労クラック進展特性の変化

油冷および半冷1～20minの各冷却速度で焼入後HRC44に焼もどした試料について，予備

疲労クラックを入れたのち，450 kg ⇄ 20 kg，5 cycles/sec の条件で繰り返し引張荷重を加えた場合の疲労クラック進展性を試験した結果を図 36 に示す。

焼入冷却速度の低下にともない疲労クラック進展速度はやや増加し，またへき開破壊に至るまでの限界のクラック深さは減少する。なお，疲労破面の走査電顕による観察の結果では，上記疲労クラック進展速度の差に対応する形態差は見出せなかった。

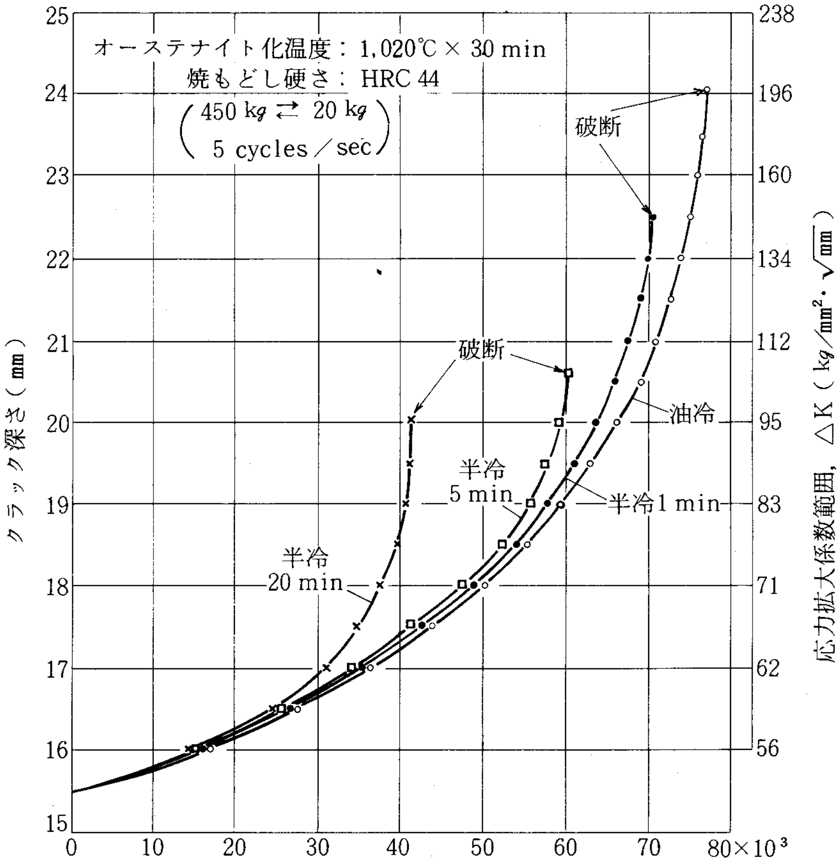


図 36　疲労クラック進展速度におよぼす焼入冷却速度の影響
(SKD7)

(5)　焼入冷却速度による衝撃遷移特性の変化

油冷および半冷 5 ～ 20 min の各冷却速度で焼入後，HRC44 に焼もどした試料についてVノッチシャルピー試験片による衝撃遷移特性を測定した結果を図 37 に示す。

50 %脆性破面遷移温度は油冷：150 ℃，半冷 5 min：200 ～ 250 ℃，半冷 20 min：250 ～ 300 ℃で，油冷→半冷 5 min 間で明らかに上昇し，半冷 20 min にかけての変化は相対的に小さい。

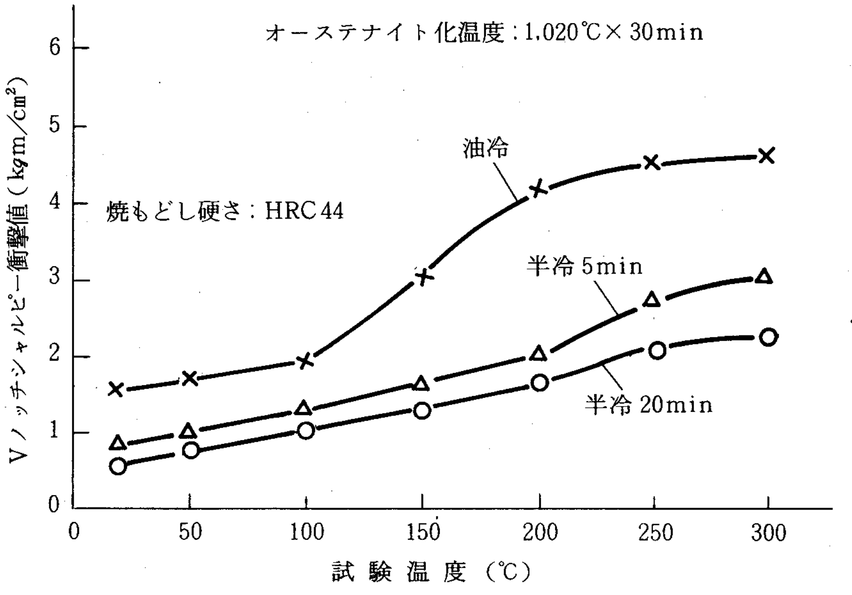


図37　Vノッチシャルピー衝撃値におよぼす試験温度の影響（SKD7）

上部棚エネルギー値についても，油冷→半冷5 min で明らかな低下がみられる。

延性破面温度域における破面は，油冷の場合に対比して半冷5，20 min ではディンプルの大きさが相対的に不均一となり，細かいディンプルの混在とディンプルの深さが減少する傾向がみとめられ，上部棚エネルギー値の挙動に対応する変化がみられた。

SKD61の場合に対し，本鋼の場合の方が衝撃遷移温度は高く，へき開破壊への感受性が大きく，かつ上部棚エネルギー値が低い。

(6)　焼入冷却速度による引張性質の変化

油冷および半冷5～20 min の各冷却速度で焼入後HRC44に焼もどした試料について引張試験を行なった結果を表12に示す。

焼入冷却速度の低下にともない，比例限，0.2％耐力は増加し，均一伸びは減少し，延性は低下するが，その変化は油冷→半冷5 min 間で大きく，それより遅い冷却では漸次変化する。

表 12　引張性質（焼もどし硬さHRC44）におよぼす焼入冷却速度の影響（SKD7）

＜オーステナイト化温度：1,020 ℃ × 30 min＞

	比例限 (kg/mm²)	0.2%耐力 (kg/mm²)	引張強さ (kg/mm²)	※1 全伸び (%)	※2 均一伸び (%)	絞り (%)
油冷	117.5	138.9	156.5	15.2	4.2	52.5
半冷 5 min	121.0	142.2	156.2	11.8	3.8	35.2
半冷 10 min	122.4	143.8	156.0	10.7	3.6	31.6
半冷 20 min	124.0	145.2	157.0	10.1	3.4	29.2

試験片平行部径：6.35 mm　　歪み速度：2.0 mm/min（クロスヘッド）
※1 標点距離：25.4 mm　　※1 標点距離：30.0 mm

(7) 焼もどし温度による引張性質，シャルピー衝撃値の変化

油冷および半冷 20 min で焼入後 200 ～ 700 ℃の間の各種温度で 2 h焼もどしを行なった試料について引張性質およびシャルピー衝撃値を測定した結果を図 38 に示す。

半冷 20 min の場合の引張強さは焼もどし温度が 500 ～ 525 ℃以下では油冷の場合より低いが，550 ℃以上では油冷の場合より高くなり，700 ℃までの範囲にわたり高い。半冷 20min の場合，焼もどし温度 550 ℃で引張強さは最高値を示すが，その値は油冷の場合の最高値（525 ℃）よりも高い。

また，半冷 20 min の場合，比例限，0.2 %耐力は焼もどし温度 550 ℃以下で油冷の場合が低いが，比例限は 600 ℃で，0.2 %耐力は 575 ～ 600 ℃で最大値を示し，その値は油冷の場合よりも高くなる。

均一伸びは焼もどし温度 475 ～ 500 ℃で最大値を示し，それを越える温度では減少し，600 ～ 625 ℃で最低値を示す。焼もどし温度 600 ℃以下では半冷 20 min の場合の方が高く，500 ℃での最大値も明らかに高い。

全伸びは焼もどし温度が 475 ℃以下では半冷 20 min の場合の方が高いが，半冷 20 min の場合均一伸びが急増し最大となる 500 ℃で全伸びはかえって減少し，油冷の場合よりも低くなり，700 ℃までの温度範囲にわたり低い。

絞りは半冷 20 min の場合の方が各焼もどし温度において低いが，温度に対する変化は全伸びのそれと類似している。シャルピー衝撃値は焼もどし温度 400 ℃までは油冷，半冷 20 min の場合で同等であるが，半冷 20 min の場合 525 ℃にかけて減少し，650 ℃まで回復を示さない。

油冷の場合焼もどし温度 625 ～ 650 ℃で僅かに減少するが，その程度は小さい。油冷，半冷 20 min の場合とも衝撃値は 675 ～ 700 ℃で明らかに増加するが，油冷の場合の方が値は高い。

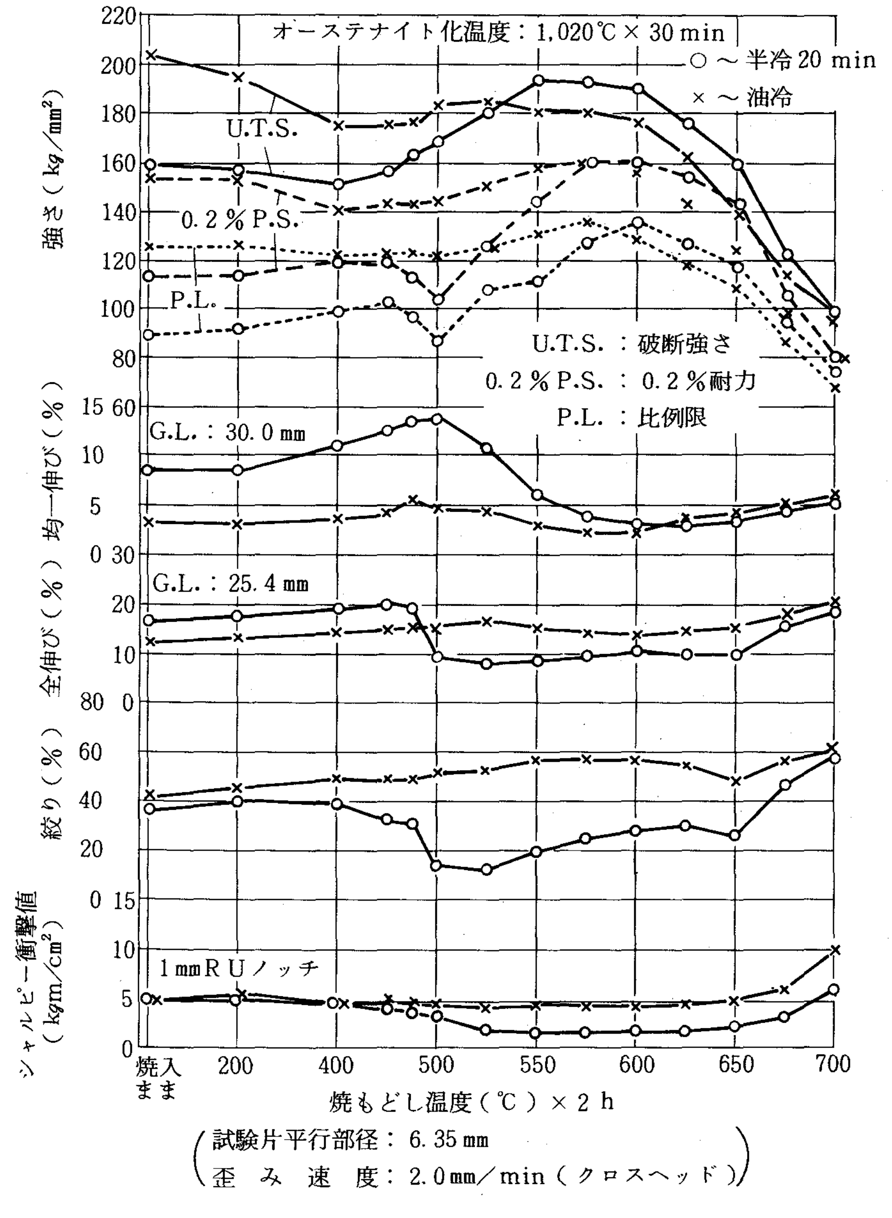


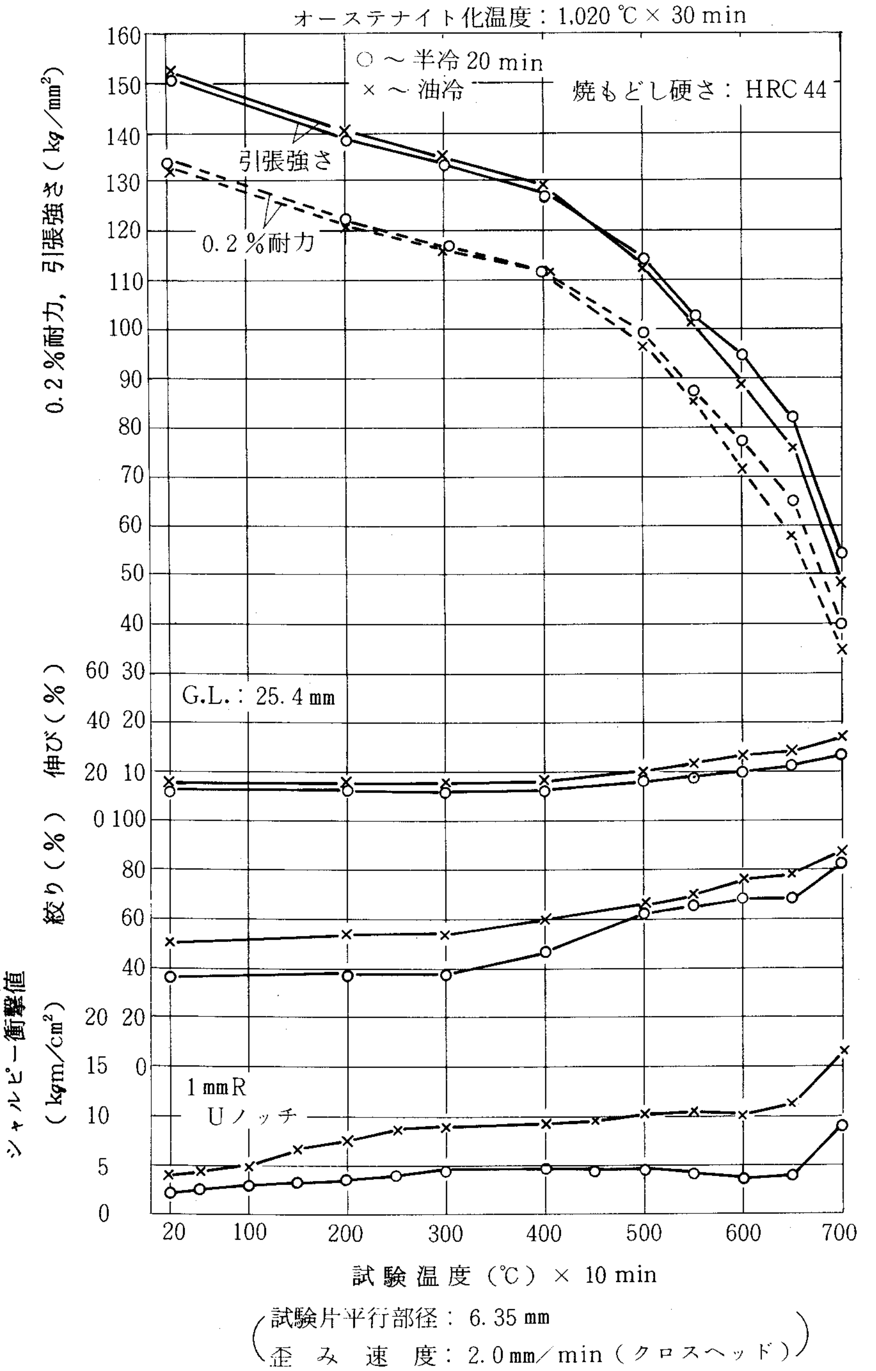
図 38　引張性質およびシャルピー衝撃値におよぼす焼もどし温度の影響（SKD7）

SKD61の場合に対比して本鋼は比例限，耐力，引張強さの最高値を示す焼もどし温度が高温側にあり，かつ焼もどし温度 600，650 ℃における強度の低下が明らかに小さい。これに対応して，析出硬化にともなって低下したシャルピー衝撃値の回復がより高温まで抑制される。

(8) 試験温度と引張性質，シャルピー衝撃値の関係

油冷および半冷 20 min で焼入冷却し，HRC44に焼もどしたのち，700 ℃までの各種試験温度で引張性質，シャルピー衝撃値を測定した結果を図 39 に示す。

高温引張強さは 20 ℃から 400 ℃付近までの各温度において，油冷，半冷 20 min の場合で同



（試験片平行部径： 6.35 mm
歪 み 速 度：2.0 mm/min（クロスヘッド））

図 39　引張性質，シャルピー衝撃値におよぼす試験温度の影響（SKD7）

等であるが，400 ～ 575 ℃で半冷 20 min の場合の方がやや高くなり， 575 ℃を越える温度では半冷 20 min の場合の方が明らかに高い。

0.2 %耐力についても同様の傾向がみとめられる。高温強度は 650 ～ 700 ℃間での低下が急激である。伸びは油冷の場合の方がやや高く， 400 ℃まではほとんど変化なく， 400 ℃を越える温

度域で漸増する。

シャルピー衝撃値は常温で油冷の場合の方が高く，昇温とともに漸増するが油冷および半冷20 min冷却の両者の場合の衝撃値の比率はあまり変化しない。半冷 20 min の場合， 600 ℃前後でやや衝撃値が低下する傾向がみとめられ，回復は650 ℃を越えてからとなる。本鋼の0.2 %耐力，引張強さはSKD61の場合に対比して， 400 ℃までは同等であるが， 500 ℃でわずかに高く，600 ℃以上の高温域で明らかに高い。

(9) 焼入冷却速度による高温クリープ破断強さの変化

油冷および半冷 20 min で焼入冷却後HRC44に焼もどした試料につき， 700 ℃， 15 kg/mm² でクリープ破断時間を測定した結果を図40に示す。クリープ破断時間は半冷 20 minの場合の方が大きく，油冷の場合の 1.5 倍の破断時間を示している。

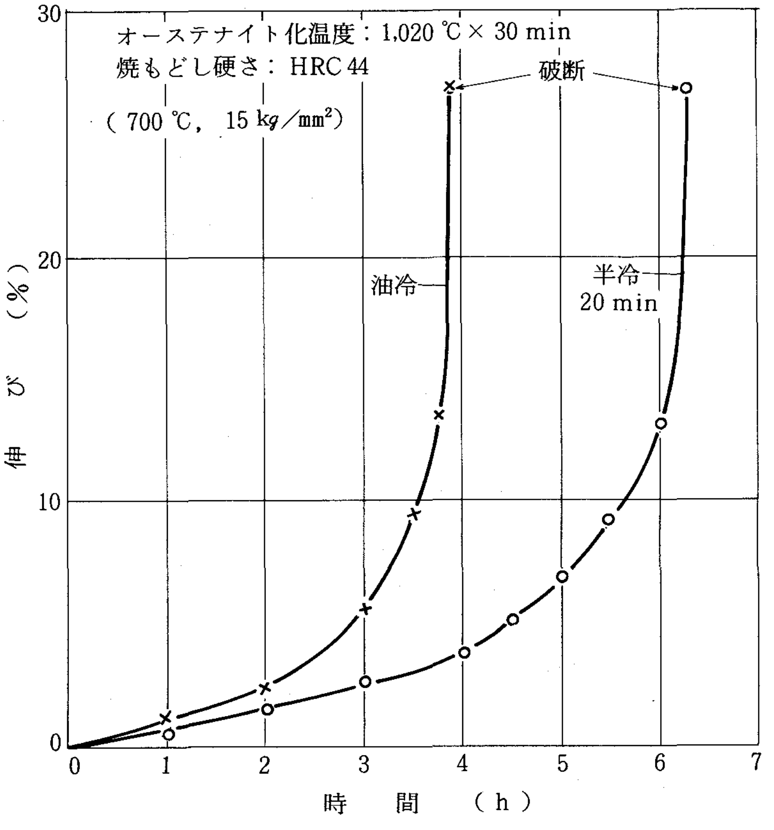


図 40　高温クリープ破断強度におよぼす焼入冷却速度の影響
(SKD 7)

2.4.3 考　　察

(1) 焼入冷却速度ならびに焼もどし（HRC44）後のミクロ組織によるK_{IC}，シャルピー衝撃値の変化

HRC44に焼もどし後のミクロ組織，K_{IC}，シャルピー衝撃値を対照してみると，

(a) 半冷1 minおよび500℃まで急冷後4,000℃/hの冷却でのK_{IC}値等の低下は，マルテンサイトラスに対して幅，長さが相対的に大きいラス状上部ベイナイトの混在すること，ベイナイト粒境界への析出炭化物の分布が連鎖状傾向を示して粒度もやや大きくなること，および旧オーステナイト粒界への析出量が若干増加し，薄いが連続的分布を生じていることに対応している。

(b) 半冷3 minおよび500℃まで急冷後4,000～1,000℃/hの冷却でのK_{IC}等の低下は，(1)に加えてほぼ全面的な長い上部ベイナイト組織領域の生成（有効結晶粒径の増大）と旧オーステナイト粒界への析出量の増加，粒内の雲状および針状の極微細析出炭化物の分布密度の増大に対応している。

(c) 半冷5～20 minおよび500℃まで急冷後500℃/hの冷却ないしこれより遅い冷却でのK_{IC}の漸減は，上記要因に加えてベイナイトの塊状化，旧オーステナイト粒界への炭化物の析出量の一層の増大および極微細析出炭化物の分布密度の一層の増大に対応している。

(a)～(c)において，

(i) 上部ベイナイト化によるベイナイト粒幅の増大自体およびベイナイト粒境界への上記炭化物の析出分布の両者とも靱性低下の要因をなすものと考えられる。また，

(ii) 有効結晶粒径の増大，

(iii) 旧オーステナイト粒界への析出量の増大，

(iv) 極微細析出炭化物の分布密度の増加，が靱性の低下をまねくことはすでに指摘されているが，本鋼の場合(ii)の有効結晶粒径の増大の傾向はとくに顕著ではなく，一方(iii)，(iv)の傾向が顕著であった。

つぎに，焼入冷却速度の低下にともなう本鋼の靱性の挙動を，先に調査したSKD61のそれと対比すれば，焼もどし硬さHRC44において，(a)たとえば油冷の場合のK_{IC}値に対し，約6割のK_{IC}値をもたらす焼入冷却速度はSKD61：半冷30 minに対し，本鋼：半冷3 minであるなど，本鋼の場合はるかにはやい冷却速度域で靱性の低下を生ずること，(b)これはCr量の相対的に低い本鋼の上部ベイナイト変態がよりはやい冷却速度域で進むことによるが，靱性の低下をもたらすミクロ組織的要因そのものは両者ほぼ共通していること，などが指摘できる。ただ，(c)焼もどし時の旧オーステナイト粒界への炭化物の析出がSKD61の場合半冷30 minより遅い冷

却速度域で進むのに対し，本鋼では半冷１～３min程度のきわめてはやい冷却速度域で生じる点や，前記のように冷却速度の低下による有効結晶粒径の増大の傾向がSKD61の場合より小さいことなど，各ミクロ組織的要因の靱性への影響の与え方において相違点がみとめられた。旧オーステナイト粒界への炭化物の析出がとくにはやい冷却速度域で生じる点については，本鋼のMo量が高く，かつ上部ベイナイト化により，Cr系炭化物の析出が強く抑制されるため，基地中へのMC，M_2Cの析出とならんで，旧オーステナイト粒界へのMo系炭化物M_6Cの析出が促進されるからであろう。

本鋼の靱性の水準（硬さHRC44）をSKD61のそれと対比すれば，SKD61の場合のK_{IC}値測定例，油冷：367 kg/mm²・√mm，半冷30 min：206 kg/mm²・√mm，半冷60 min：140 kg/mm²・√mm に対し，本鋼の場合のK_{IC}値は全般により低い水準にある。この靱性の水準の差に対応するミクロ組織上の形態差の一つとして，本鋼の場合の方が極微細析出炭化物の分布密度が高いことがあげられる。その原因は以下のように解釈される。

すなわち，Cr量が相対的に低く，Mo量が高い本鋼の場合，

(a) マルテンサイト焼もどしの際には，550℃以下で析出したM_3Cが，500℃を越える焼もどし温度でMC，M_2Cの析出にともなって基地中に再固溶し，一部残存するが，その残存量がSKD61の場合よりも明らかに少なく，その結果その場核生成によるM_3CからCr系のM_7C_3への変態の生成量がSKD61の場合より少ない。

その結果分離核生成による基地中への極微細のMC，M_2Cの析出量が相対的に多くなる。

(b) 上部ベイナイト焼もどしの際には，前記のようにその場核生成による$M_3C \rightarrow M_7C_3$変態がほとんど生ぜず，またSKD61の場合にみられた凝集のはやいCr系の$M_{23}C_6$のベイナイト粒境界や旧オーステナイト粒界への析出が生ぜず，基地中への極微細のMC，M_2Cの析出量が一層増加する。

上記の結果として，本鋼の場合の方がSKD61の場合よりも焼入硬さは低いが，焼もどし時の軟化抵抗は大きくなる。また，マルテンサイトの場合よりも上部ベイナイトの場合の方が焼入硬さは低いが，焼もどし時の軟化抵抗は大きくなる。一般にC－Cr－Mo－V系熱間工具鋼において，焼もどしにおける最高硬さを越えた実用焼もどし温度域での強度は，主としてCの固溶を主体とした固溶強化と基地中へのMC，M_2Cの整合析出による析出強化よりなると考えられるが，[70] 上記炭化物反応の挙動より同一焼もどし硬さにおいて，本鋼の場合の方がSKD61の場合よりも析出強化による寄与の割合いが大きく，極微細析出炭化物の分布密度が高く，これが高温強度を高める反面，靱性の水準を相対的に低くする一因となっているものと考えられる。

(2) 焼入冷却速度による疲労クラック進展特性の変化

本実験でも疲労クラックの進展速度は焼入冷却速度の低下により若干増加するが，その変化の程度は小さい結果を得た。

SKD61において同様の傾向がみとめられており，その差の原因としては，同じく焼入冷却速度の低下に起因する焼もどし時の極微細析出炭化物の分布密度の増加が表12にみられるように耐力の上昇，加工硬化性の減少をまねき，これがクラック先端に丸みをおびさせる作用やクラック閉口現象（crack closure）による有効応力拡大係数の低減効果を相対的に小さくし，1サイクル当たりのすべり変形量をやや大きくしたことが考えられる。本鋼はSKD61の場合よりもK_{IC}の水準が低く，試験荷重を下げ，450 kg⇄20 kgの条件で試験を行なったものである。

(3) 焼入冷却速度による衝撃遷移特性の変化

焼入冷却速度の低下による50％脆性破面遷移温度の上昇は，前記K_{IC}等に関して集約したミクロ組織的要因に対応するものと推察される。

冷却速度の低下による上部棚エネルギー値の減少については，冷却速度の低下による上記炭化物の析出分布形態とこれによる延性の低下により，ボイドの均一な生成や十分な成長合体が行なわれにくく2.4.2－(5)に示したようなディンプル形態の変化と吸収エネルギーの減少をまねいたものと推察される。ディンプルの底にみとめられた粒子は微小分析の結果，非金属介在物以外に炭化物を含むものであった。

SKD61の場合に対し，50％脆性破面遷移温度が高く，かつ上部棚エネルギーも低いのは，極微細析出炭化物の分布密度が相対的に高いこと，炭化物の旧オーステナイト粒界への優先析出の傾向が大きいこと，および残留炭化物の多いこと[58]などが主要な要因と考えられる。

(4) 焼もどし温度による引張性質，シャルピー衝撃値の変化

マルテンサイト組織の油冷試料と上部ベイナイトを主体とする半冷20 minの試料との焼もどしにおける引張性質，シャルピー衝撃値の挙動の差とそのミクロ組織的要因はSKD61の場合に類似している。本鋼の半冷20 minの場合の均一伸び値がSKD61の半冷30 minの場合のそれよりも高く，かつ油冷の場合に対し，焼もどし温度575℃付近までの広い範囲にわたり均一伸び値が高いのは，焼入時の残留オーステナイト量が17％前後でSKD61の場合の14％前後に比して多く，かつ焼もどし時SKD61の場合525℃で大部分が分解するのに対し，より高温の575℃付近まで残存することによると考えられる。

本鋼の焼もどし時の比例限，0.2％耐力および引張強さの山がより高い温度で生じ，かつ焼もどし温度の上昇にともなう強度の低下がSKD61の場合より遅れるのは残留オーステナイトがより高温まで安定であること，2.4.3－(1)に記したように強化に寄与せず，かつ凝集のはやいCr

系のM_7C_3の生成量が少なく，かつ同様に凝集のはやいCr系の$M_{23}C_6$の生成を生ぜず，このため基地中へのMC，M_2Cの析出量が多く，全体として凝集がより高温まで抑制されるためと考えられる。

析出強化にともなって低下した衝撃値が650℃を越える焼もどし温度まで回復しないのは，微細炭化物の分布密度がより高温まで保持されるためと考えられる。

(5) 焼入冷却速度と高温引張強さ，クリープ破断強さの変化

400℃までの高温引張強さの変化が，油冷，半冷20 minの場合で差がないのは，初期強度(常温強度)が支配的であることを示すものと考えられる。

500～600℃で半冷20 minの試料の方が耐力，引張強さが高いのは極微細炭化物の析出による強化の寄与が大きい上部ベイナイトの場合の方が変形抵抗が大きいことを示し，650～700℃で半冷20 minの試料の方が強度が高いのは，上部ベイナイトの場合の方が極微細析出炭化物の凝集がより高温まで抑制されることに対応するものと推察される。

700℃でのクリープ破断時間が半冷20 minの場合の方が長いのも上記極微細析出炭化物の凝集挙動の差によると考えられる。SKD61の場合に対比して400℃までの強度が同一なのは，上記のように初期強度が支配的であることを示すものである。これを越える温度で，SKD61の場合より強度が高いのは極微細析出炭化物の分布密度が高く，かつ炭化物の凝集がより高温まで抑制されることによると考えられる。

2.4.4 結　　言

0.35C−3Cr−3Mo−0.5V鋼，SKD7の高温強度，靱性におよぼすミクロ組織の影響について研究し，下記結果を得た。

(1) 平面歪み破壊靱性値K_{IC}，シャルピー衝撃値(焼もどし硬さHRC44)は，焼入冷却速度が油冷から半冷3～5 minの速度に低下するのにともなって急激に減少し，それより遅い冷却速度では漸減する。

(2) 上記靱性の変化は，上部ベイナイト変態の生起と，これに関連する焼もどし時の炭化物の析出，凝集挙動の変化に対応しており，靱性変化のミクロ組織的要因は，

(a) 上部ベイナイト組織の生成と生成量の増加，

(b) ベイナイト粒幅の増大，粒境界に沿う析出炭化物の連鎖状分布の傾向，粒度の増大(マルテンサイトの場合に対比)，

(c) 有効結晶粒径の増大，

(d) 旧オーステナイト粒界への炭化物析出量の増大，

(e) 極微細析出炭化物の分布密度の増大，

((a)〜(e)：油冷→半冷 3 〜 5 min の場合にこの現象を生じる)

(f) 塊状上部ベイナイト化と旧オーステナイト粒界への炭化物の析出量および極微細析出炭化物の分布密度の一層の増大，

(半冷 5 〜 20 min の場合にこの現象を生じる) に集約される。

(3) 疲労クラックの進展速度は焼入冷却速度の低下によりやや増加するが，これは上部ベイナイト化にともなう焼もどし時の極微細析出炭化物の分布密度の増加が一因と考えられる。

(4) 高温引張強さは油冷によるマルテンサイト，半冷 20 min の冷却による上部ベイナイト主体の組織の場合とで，

(a) 常温から 400 ℃までは同等であり，

(b) 500 〜 600 ℃以上で半冷 20 min の場合の方が高くなり，

(c) 焼もどし温度以上の 650 〜 700 ℃でも半冷 20 min の場合の方が高い。

これは，(a)については 400 ℃までは焼入(固溶)強化，析出強化の如何にかかわらず初期(常温)強度が支配的であるためであり，(b)，(c)については，400 ℃を越える温度域での強度は，極微細析出炭化物の分布密度と凝集抵抗が支配的となるためであることを明らかにした。

以上，油焼入鋼である本鋼の場合，焼入冷却速度の低下によるミクロ組織および特性の変化がSKD61 の場合よりはるかにはやい冷却速度域で生じ，また，SKD61 に対し靱性の水準は低く，逆に高温強度の水準は高いが，高温強度，靱性を構成するミクロ組織因子そのものは共通していることを明らかにした。

靱性の水準がSKD61 のそれよりも低い点については，本鋼の Cr 量が低く，焼もどし時その場核生成によるM_3CからCr系のM_7C_3への変態の生成量が少なく，Mo 量が高いこととあいまって基地中への極微細炭化物MC，M_2Cの析出量が多く，その分布密度が高く，また，旧オーステナイト粒界へのM_6C の析出を生じやすいためであること，一方，高温強度の水準がSKD61 のそれよりも高い点については上記のように極微細析出炭化物の分布密度が高く，また，凝集のはやいCr系の$M_{23}C_6$ を生成せず，MCを主体とする極微細析出炭化物の凝集がより高温まで抑制されるためであることを明らかにし，本鋼の特徴をミクロ組織的裏付けをもって示すことができた。

2.5　SKD 8 [71)~73)]

マルテンサイト鋼ＳＫＤ８は現用熱間工具鋼の中でもっとも高温強度が高く，特殊熱間鍛造型や銅合金ダイカスト型，銅合金押出ダイスなど，高温強度がとくに重視される用途に使用されている。

しかしながら，これら高温用途に長寿命が得られている反面靱性への配慮が十分でない場合，使用時早期割れの事故を生じることがあり，このためその適用は一部に限定されている。顧客の要求に対応し，高温強度の高い一連の型材分野を開拓して行くためには，まず本鋼の高温強度，靱性などの特性を構成するミクロ組織的要因を正しく把握することが重要である。

2.5.1　試料および実験方法

試料は0.4Ｃ－4.4Ｃｒ－4.2Ｗ－２Ｖ－4.2Ｃｏ鋼SKD8で，化学組成を表13に示す。

素材断面寸法は直径240㎜で，弧光式電気炉で溶製し，鍛錬成形比６以上に熱間成形し，850℃で焼なまし処理した。試験片は中心と表面との中間位置から鍛伸方向に採取して実験に供した。

表 13　試料の化学組成（wt ％）

C	Si	Mn	Cr	W	Mo	V	Co
0.41	0.27	0.43	4.25	4.20	0.46	1.88	3.94

(1)　焼入冷却速度によるミクロ組織挙動の観察

1,140℃×30 minオーステナイト化後油冷および半冷１～60 minで冷却した場合のベイナイト変態挙動をミクロ観察，硬さ測定，温度－寸法挙動（フォーマスターによる）により調べた。

つぎに，焼入冷却時オーステナイト基地からの炭化物の析出を抑制するため500℃まで急冷（空冷）後，油冷および4,000～300℃/h で冷却した場合のベイナイト変態挙動をミクロ観察した。また，上記各焼入冷却試料を400℃から700℃までの各種温度で２ h焼もどした場合の炭化物の析出，凝集挙動を抽出レプリカ電顕観察，Ｘ線，電子線回折により調べた。試験片の寸法は12㎜×12㎜×６㎜である。

(2)　機械的性質の測定

(a)　ミクロ組織観察試料と同様に各種速度で焼入後HRC 44に焼もどし（焼もどし温度 660～645℃×1.5 h空冷，引続き30℃低い温度で1.5 h空冷）した場合の破壊靱性値 K_{IC}， 疲労クラック進展特性，シャルピー衝撃値を測定した。

さらに衝撃遷移特性，引張性質を測定した。また試験後破面観察を行なった。

(b)　半冷20 min の冷却による上部ベイナイト主体の試料および油冷によるマルテンサイト試料につき，

ⅰ）700℃までの各種温度で焼もどした場合の引張性質，シャルピー衝撃値，

ⅱ) HRC 44 に焼もどし後 700 ℃までの各種温度で試験した場合の引張性質，シャルピー衝撃値，また 700 ℃，15 kg/mm²の条件でのクリープ破断強度を測定した。

試験片，試験条件は 2. 2. 1 と同様である。

2. 5. 2 実 験 結 果

(1) 焼入冷却速度によるベイナイト変態特性，ミクロ組織の変化

1,140 ℃ × 30 min オーステナイト化後，半冷 1 ～ 60 min で連続冷却した場合のベイナイト変態線図を図 41 に示す。なお，恒温変態におけるベイナイト変態線図を参考として図 42 に示す。

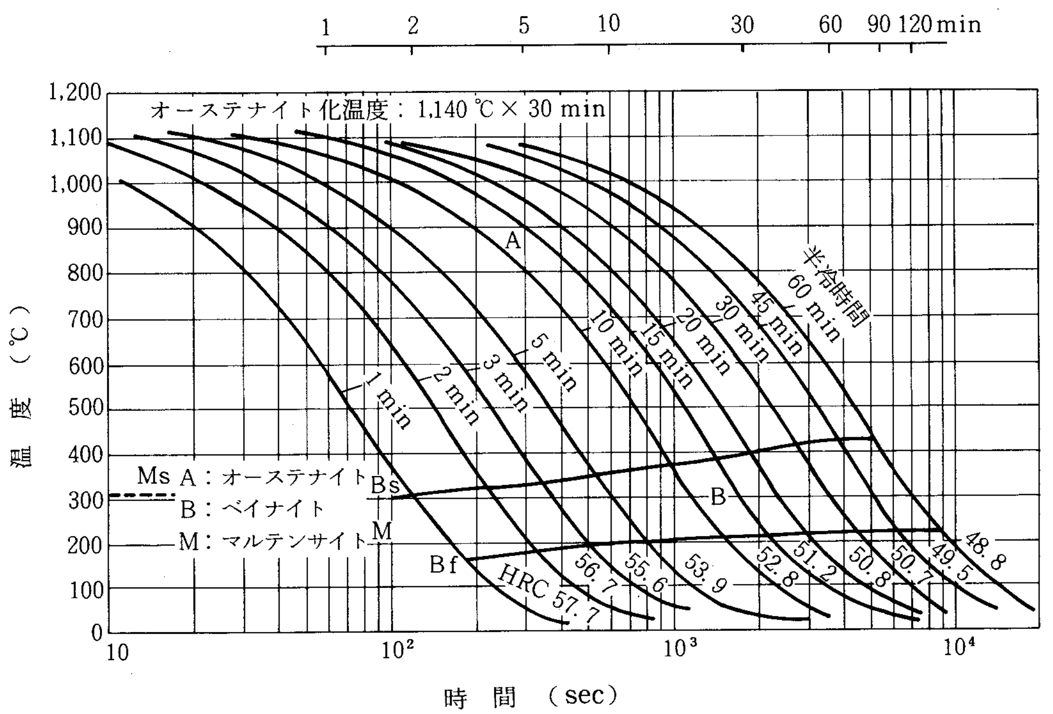


図 41 連続冷却ベイナイト変態線図（SKD8）

また，油冷および半冷 1 ～ 20 min の各冷却および 500 ℃まで急冷（空冷）後， 4,000℃/h，500℃/h で冷却した場合の光学顕微鏡像を写真 30 に，二段レプリカ電顕像を写真 31 に示す。

オーステナイト結晶粒度は J I S №. 8，残留炭化物の面積率は 2. 1 %，平均粒径は 0.59 μm（粒径 0.15 μm以上の炭化物につき測定）である。油冷ではラス状マルテンサイト，半冷 1 min の冷却でごく一部細長い上部ベイナイトを生成し，半冷 2 ～ 3 min では上部ベイナイト量は急増し，半冷 3 min で 50 %以上となり，半冷 5 min で 70 %以上となる。半冷 1 ～ 3 min の冷却で生成する上部ベイナイトの形態は， B－I 型でやや長いラス状を呈し，へき開破壊の破面単位に相当する有効結晶粒径が油冷によるマルテンサイトの場合よりもやや大きくなる。マルテンサイト

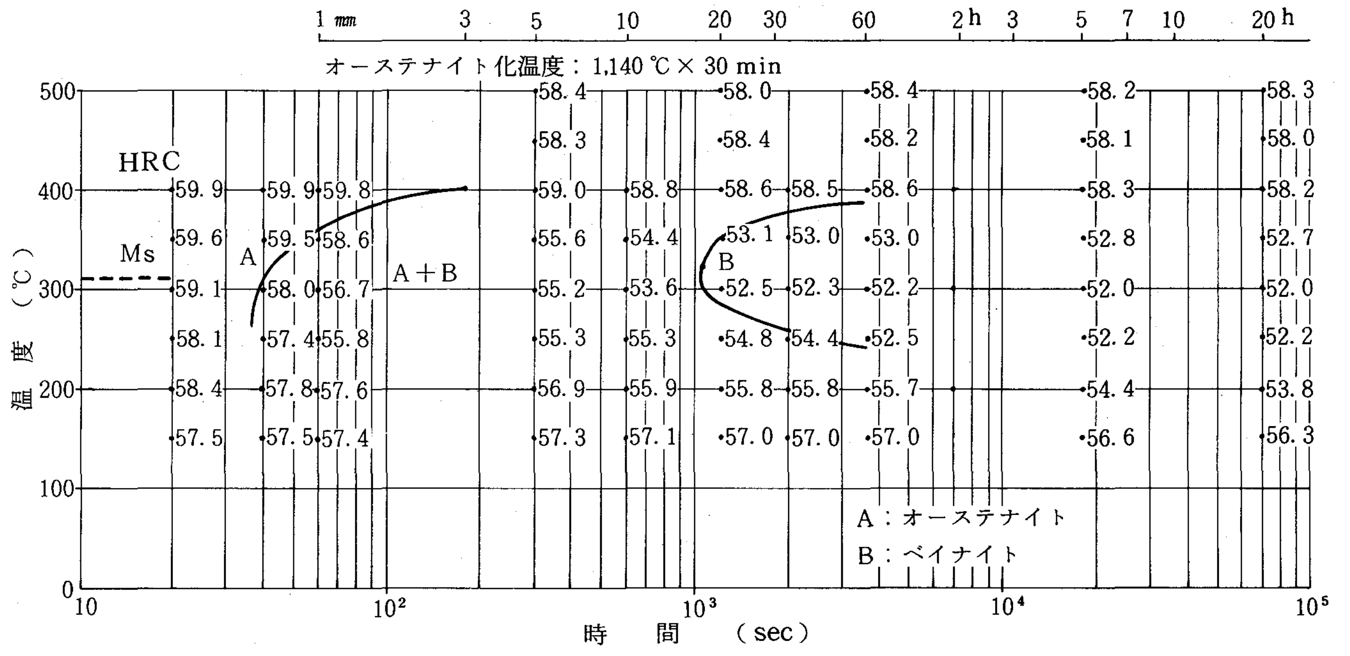


図 42　恒温ベイナイト変態線図（SKD8）

の平均ラス幅 0.2 μm に対し，上部ベイナイトの粒幅は半冷 2 min ：0.25 ～ 0.30 μm，半冷 5 ～ 10 min ：0.45 μm と焼入冷却速度の低下とともに増加し，半冷 15 ～ 30 min では 0.55 μm となり，B-Ⅰ型であるが明らかに塊状化を示す。

残留オーステナイト量は油冷：2 %，半冷 2 min ：6 %，半冷 10 min ：13 %，半冷 30 min：18 %で，ベイナイト粒幅の増加とともに，粒境界，旧オーステナイト粒界に片状の残留オーステナイトないし，これの低温での変態生成物の増加がみられる。

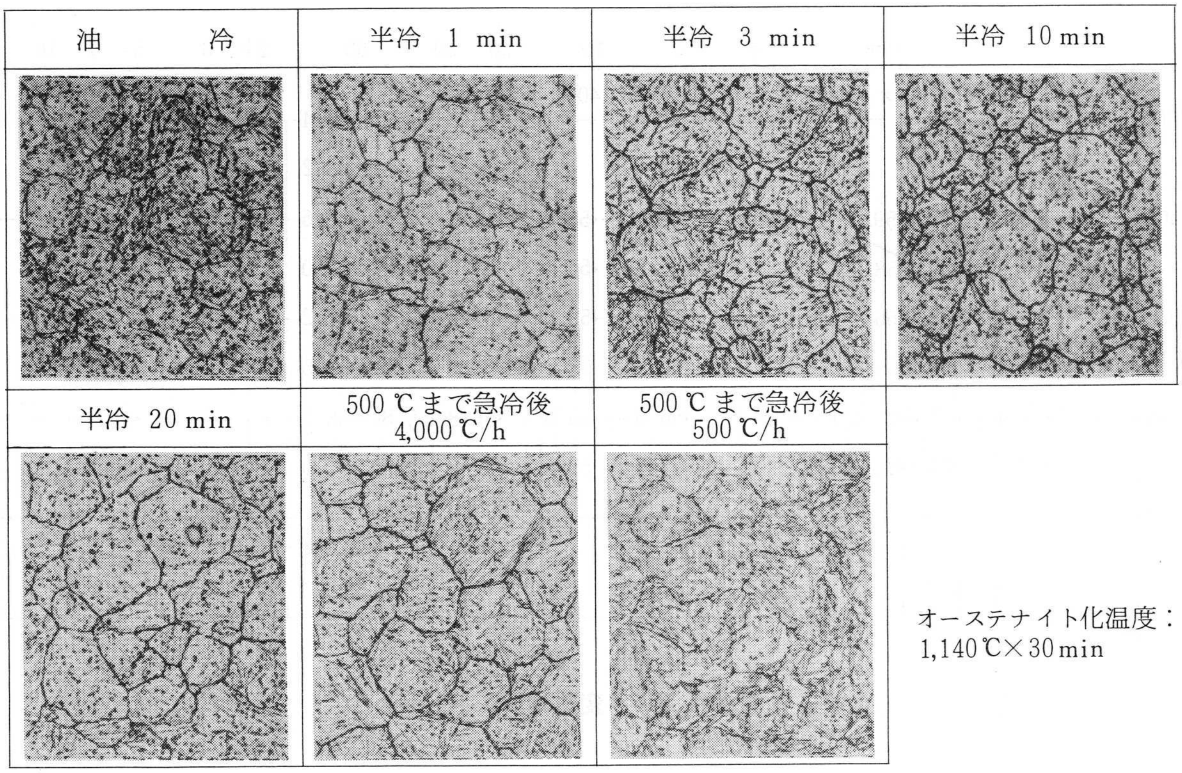
下部ベイナイト（ベイナイト粒内に微細炭化物の析出をともなう）は，半冷 1 ～ 2 min で僅かに生成し，これより遅い冷却ではほとんど生成しない。

500 ℃まで急冷後，種々の速度で冷却の場合，4,000 ℃/h でラス状上部ベイナイトの生成がみられ，1,000 ℃/h で全面上部ベイナイトとなり，一部塊状化を示すとともに有効結晶粒径がやや増加する。500 ～ 300 ℃/h で上部ベイナイトの塊状化がすすむ。下部ベイナイトは 4,000 ℃/h で僅かに生成し，4,000 ～ 1,000 ℃/h ではみられない。

焼入冷却中の炭化物の析出については，抽出レプリカ電顕による観察結果より，半冷 5 min で僅かにオーステナイト粒界への炭化物の不連続的な析出がみられ，半冷 20 min では薄いが連続的な析出分布がみられた。

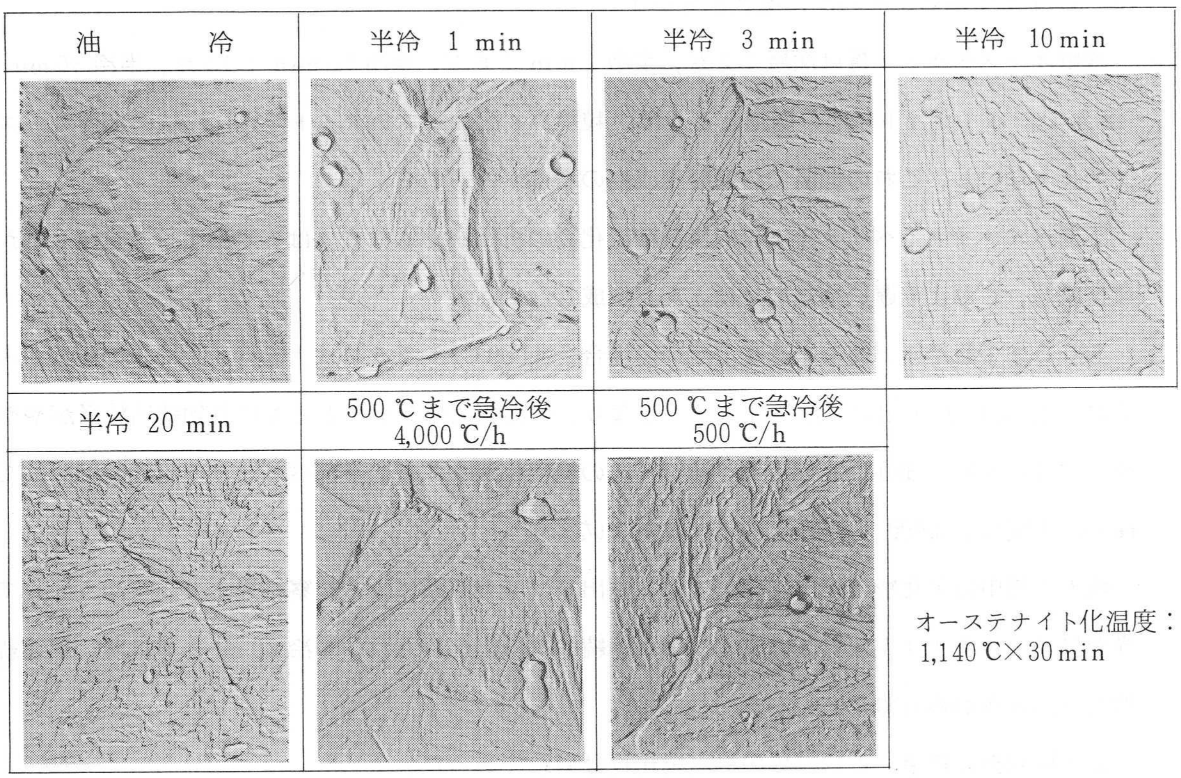
電子線回折の結果，この粒界の析出炭化物はMCであった。

以上，本鋼は油冷などの急冷の場合を除き，焼入冷却時オーステナイト粒界への炭化物の析出を生じやすい点でSKD61 や SKD7の場合とことなっており，焼入冷却速度に対する基地組織



オーステナイト化温度：
1,140 ℃×30 min

写真 30　焼入冷却速度による焼入組織の変化
（SKD8，光学顕微鏡像）　×400



オーステナイト化温度：
1,140 ℃×30 min

写真 31　焼入冷却速度による焼入組織の変化
（SKD8，二段レプリカ電顕像）　×4,000

の変化の挙動はＳＫＤ７のそれと類似の結果を示した。その他残留炭化物については，本鋼の場合が平均粒度，面積率とももっとも大きく，ＳＫＤ７の場合がこれにつぎ，ＳＫＤ61の場合は，残留炭化物の粒度，面積率とももっとも小さい。

(2) 焼入冷却速度による焼もどし時の炭化物析出，凝集形態の変化

油冷および半冷１～10 min で冷却した試料ならびに500 ℃まで急冷（空冷）後，4,000 ℃/h および500 ℃/h で冷却した試料をHRC 44 に焼もどした場合の析出炭化物の分布および形態の電顕組織を写真32，33に示す。

(a) 油冷により生成したマルテンサイトの場合，密に分布するラス境界への炭化物の析出およびラス内への高い密度の極微細析出炭化物の析出分布がみとめられ，旧オーステナイト粒界への析出傾向は小さい。

(b) 半冷１min および500 ℃まで急冷後4,000℃/h ないしこれより遅い冷却の場合，やや広幅化したベイナイト粒境界への炭化物の析出はみとめられるが，その量は少なく，旧オーステナイト粒界に薄いが連続性を持った析出がみとめられ，極微細析出炭化物の分布密度が一層増加する。

(c) 半冷３～５min では旧オーステナイト粒界への炭化物の析出の厚み，連続性がやや増加し，

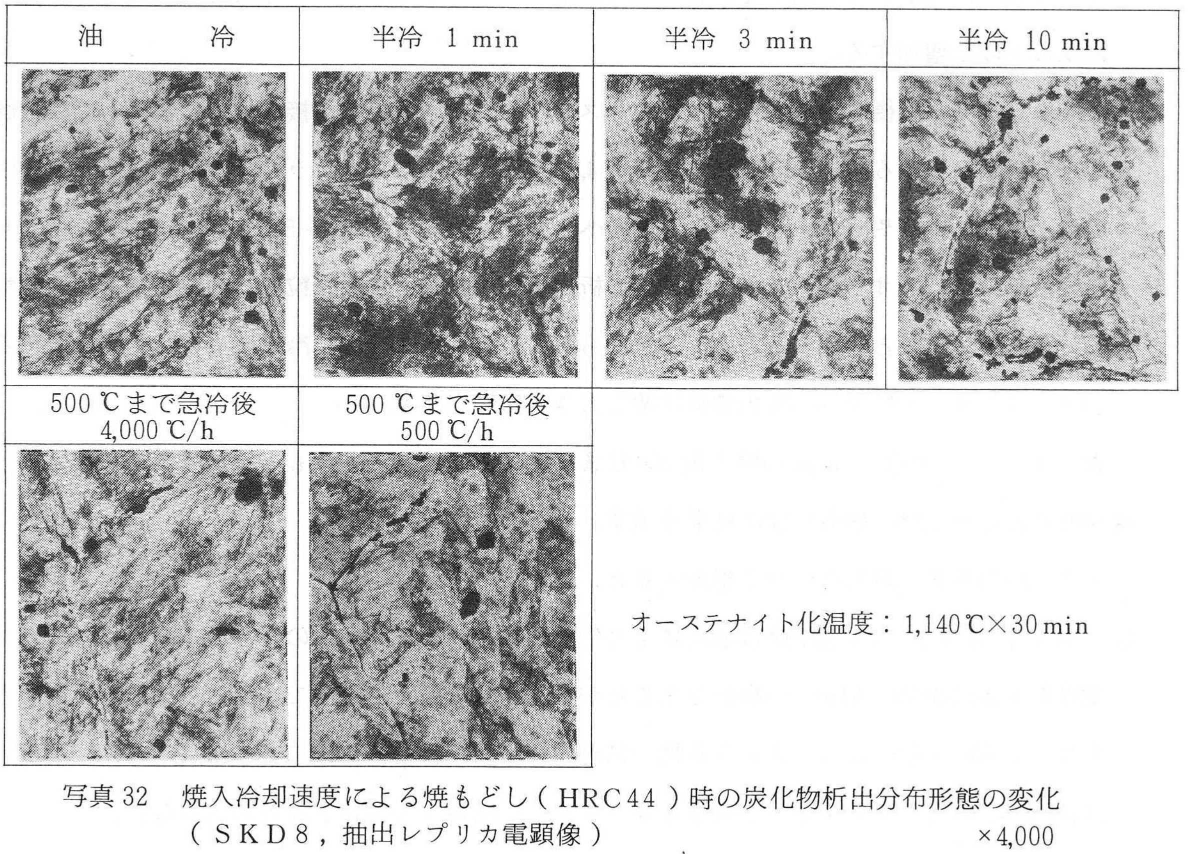


写真32　焼入冷却速度による焼もどし（HRC44）時の炭化物析出分布形態の変化
（ＳＫＤ８，抽出レプリカ電顕像）　×4,000

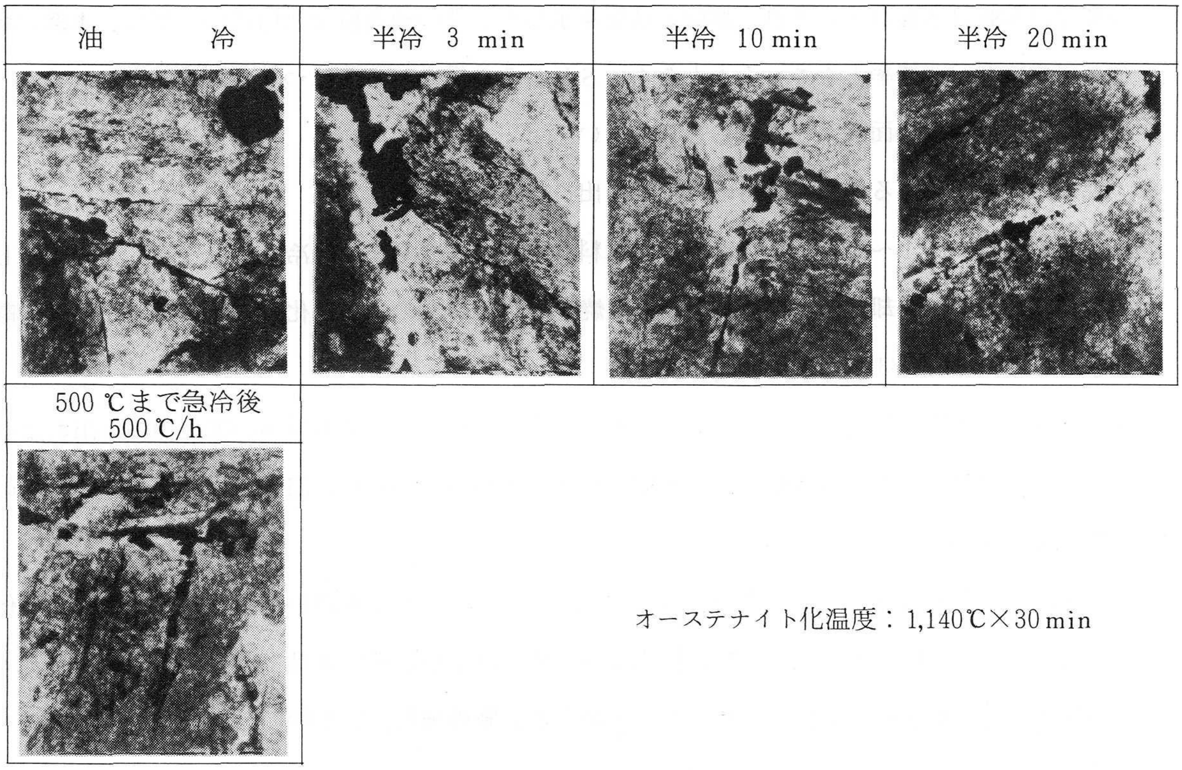


写真 33　焼入冷却速度による焼もどし（HRC 44）時の炭化物析出分布形態の変化
（SKD 8，抽出レプリカ電顕像）　×20,000

半冷 20 min にかけて漸増する。全般的な上部ベイナイト化のため，極微細析出炭化物の分布密度は一段と増加する。

(d)　500 ℃まで急冷後油冷の場合には，オーステナイト化温度より直接油冷した場合と同様の焼もどし組織を呈するが，500 ℃まで急冷後 4,000℃/h の冷却では，ラス状上部ベイナイトの生成にともない，やや旧オーステナイト粒界への析出を生じ，1,000～500 ℃/h ないしこれより遅い冷却では，旧オーステナイト粒界への析出量が増加し，また，粒内への極微細析出炭化物の分布密度が一段と増加することがみとめられた。500 ℃までの急冷は焼もどし組織における旧オーステナイト粒界への析出挙動に関し大きな影響を与えない。

表 14 に油冷，半冷 20 min の焼入後 700 ℃までの各種温度に 2 h 焼もどした試料のX線，電子線回折による炭化物の構造同定の結果を示す。

ミクロ組織観察の結果を併せて整理すると，

(a)　M_3C，M_7C_3 の生成挙動は油冷により生成したマルテンサイトの場合，400 ℃付近でラス境界を主体に棒状の M_3C の析出を生じるが，500 ℃を越える温度でのMCの生成，析出にともない，500～550 ℃でほとんど基地中に再固溶し，その場核生成による $M_3C \rightarrow M_7C_3$ 変態はHRC 45 前後の実用焼もどし温度（660～630 ℃前後）ではほとんどみられない。

半冷 20 min の場合は上部ベイナイト変態にともなってCを過飽和に固溶した残留オーステ

表 14　X線および電子線回折による炭化物同定結果（SKD8）

オーステナイト化温度：1,140 ℃×30 min

		焼入まま	焼もどし温度（℃）× 2 h					
			400	500	550	600	650	700
油 冷	X 線 （CoKα）	MC(30)	MC(30)	MC(30)	MC(30)	MC(32)	MC(35)	MC (43) M_6C (5) M_7C_3 (12)
	電子線	（残留炭化物） MC	（密集棒状） M_3C	（密集棒状） M_3C	—	（雲 状） MC	粒状（粒界部） （雲 状） MC	粒状（粒界部） MC, M_6C （雲 状） MC
半 冷 20 min	X 線 （CoKα）	MC(31)	MC(32)	MC(32)	MC(32)	MC(34)	MC(38)	MC (49) M_6C (10) M_7C_3 (6)
	電子線	（残留炭化物） MC	—	—	—	（雲 状） MC	粒状（粒界部） MC	粒状（粒界部） MC, M_6C （雲 状） MC

( )内の数字はチャート上の回折図形の高さ（目盛）を示す。
MC：(111) 面　M_6C：(422) 面　M_7C_3：(102) 面

ナイトの安定化によりM_3Cの析出をほとんど生ぜず，この結果同様にM_7C_3の析出はほとんどみられない。

(b) 550 ～ 650 ℃で分離核生成による基地中への雲状の極微細析出炭化物（長さ 150 Å以下）の析出およびマルテンサイトのラス境界や旧オーステナイト粒界への炭化物の析出がすすんで来るが，これはMCである。マルテンサイトの場合，密に分布するラス境界で析出が先行して進んで行くことがみとめられ，この結果ラス内での極微細析出炭化物の分布密度は上部ベイナイトの場合よりもやや低く，逆に上部ベイナイトの場合旧オーステナイト粒界への析出が多くなる。極微細析出炭化物の分布密度は 650 ℃の焼もどしでも高く保たれている。

(c) 700 ℃の焼もどしでは炭化物の析出，凝集が明瞭に進み，基地中の極微細炭化物の分布密度の減少がみられるが，それは雲状のMCであり，針状のM_2Cの生成はみられない。

旧オーステナイト粒界，上部ベイナイト粒境界への析出炭化物はMCを主体とし，若干のM_6Cをともなう。旧オーステナイト粒界への析出の量は上部ベイナイトの場合の方が際立って多くなるが，これは焼入冷却時粒界に析出した炭化物の存在による核作用，上部ベイナイト化による粒界への優先析出傾向の増加，の両者の効果により粒界への析出，凝集が加速されるためであろう。

以上，焼もどし組織に関し，本鋼の場合 SKD61 や SKD7 の場合に対比して，

(i) 焼入冷却速度の僅かな低下により，旧オーステナイト粒界への析出量が増加すること，

および，

(ii) 粒内への極微細析出炭化物が雲状に分布したMCのみで，分布密度が SKD61 や SKD7 の場合よりも格段に高く，均一であること，

また，

(iii) 極微細析出炭化物の分布密度の減少がより高温域まで抑制されること，が注目される。

(3) 焼もどし温度による残留オーステナイト量の変化

油冷により生成したマルテンサイトおよび半冷 20min の冷却により生成した上部ベイナイト主体の両試料を 600 ℃までの各温度で 2h 焼もどした場合の残留オーステナイト量の変化を図43に示す。

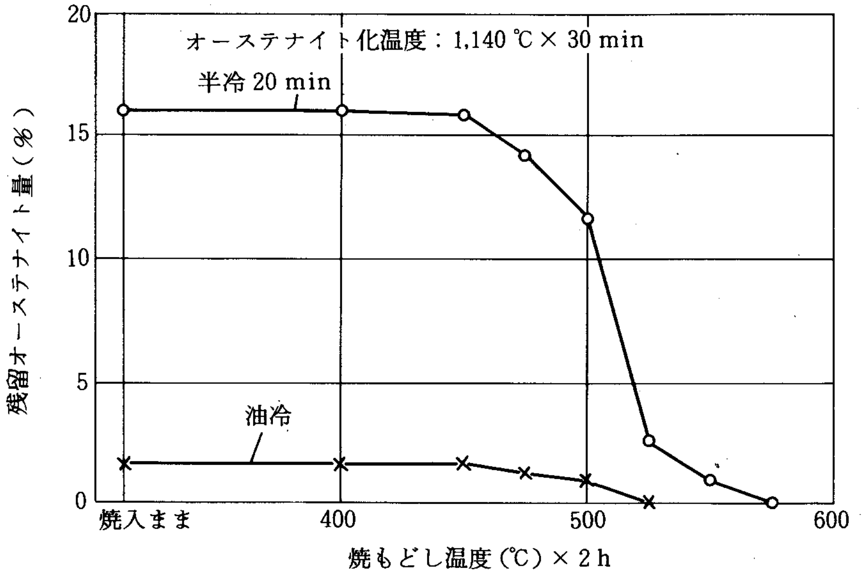


図43　残留オーステナイト量におよぼす焼もどし温度の影響（SKD8）

残留オーステナイトは焼もどし温度 470℃より一部分解を開始し，500℃を越え 525℃の間で大きく分解が進む。

残留オーステナイトは油冷の場合 525℃でなくなり，半冷 20min の場合 575℃でなくなる。上部ベイナイトにともなう残留オーステナイトはSKD7の場合よりやや低温側で分解が進む傾向がみとめられる。

(4) 焼入冷却速度による破壊靱性値 K_{IC}，シャルピー衝撃値の変化

油冷および半冷 1～60min の各冷却速度で焼入後HRC44に焼もどした試料，また500℃まで急冷（空冷）後油冷および 4,000～300℃/h の冷却速度で焼入後HRC44に焼もどした試料について破壊靱性値 K_{IC} を測定した結果を図44，45に示す。

K_{IC}は

(a) 連続焼入冷却の場合，油冷では 133 kg/mm²·√mm，半冷 1min では 123 kg/mm²·√mm であるが，半冷 3min では 94 kg/mm²·√mm と明らかに減少する。それより遅い冷却速度ではごくゆるやかに減少し，半冷 10min では 82 kg/mm²·√mm となる。

(b) 500℃まで急冷後各種冷却の場合，4,000℃/h（ベイナイト変態域 400～200℃における冷却

速度でほぼ半冷2minに相当）で122㎏/mm²·√mmであるが，1000℃/h（ベイナイト変態域450～200℃における冷却速度でほぼ半冷10minに相当）で89㎏/mm²·√mmと明らかに減少し，500℃/hでは80㎏/mm²·√mmとなる。

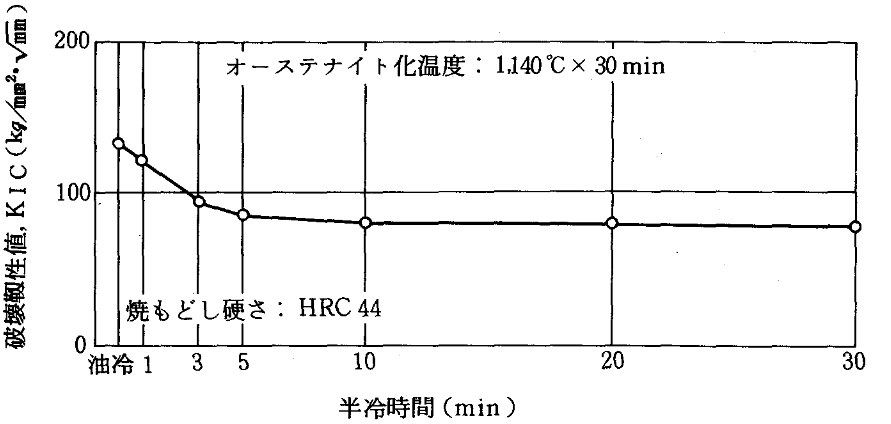


図44　破壊靱性値K IC におよぼす焼入冷却速度の影響
（SKD8）

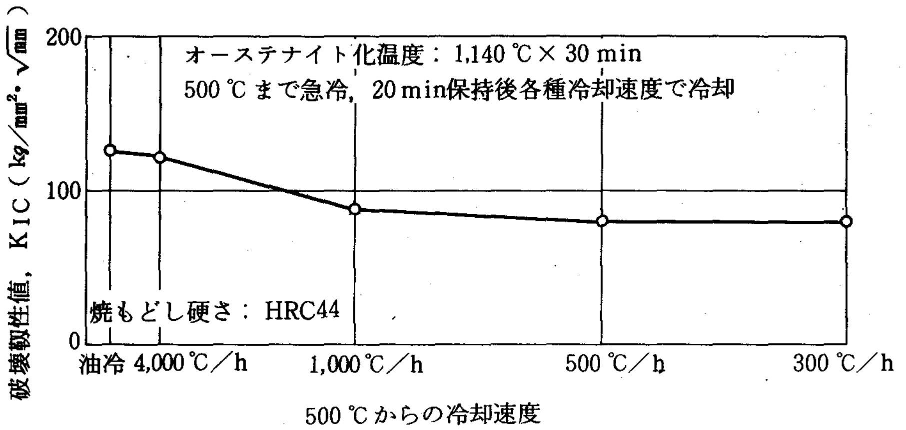


図45　破壊靱性値K IC におよぼす500℃まで急冷，保持後の冷却速度の影響（SKD8）

500℃までの急冷はK IC を僅かに改善するようにみえるが，大きな影響を与えない。

つぎに，油冷および半冷1～30minの冷却速度で焼入冷却後HRC44に焼もどした試料についてのシャルピー衝撃試験の結果を図46に示す。

シャルピー衝撃値についてもK IC におけると同様の傾向がみとめられた。

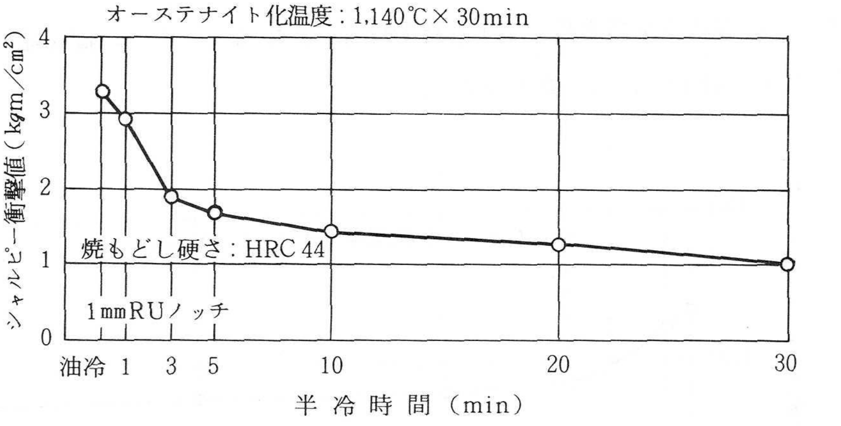
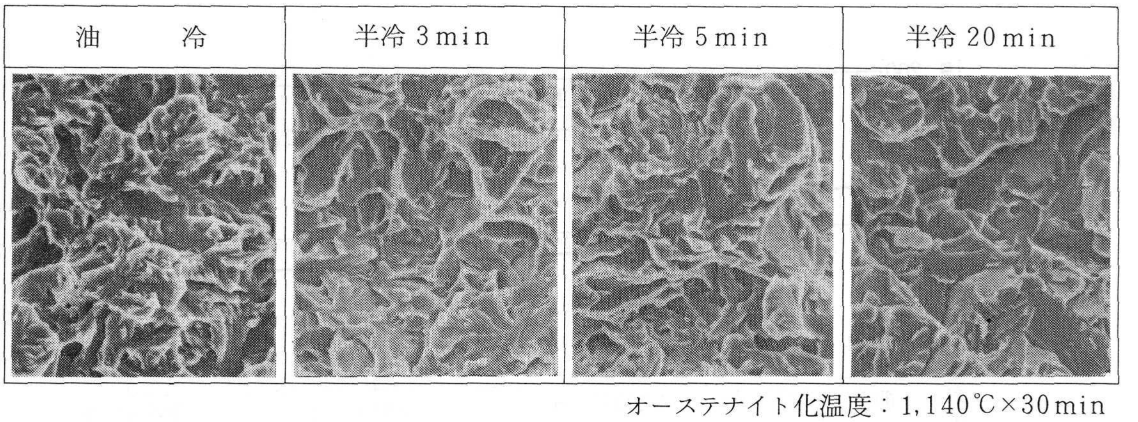


図46　シャルピー衝撃値におよぼす焼入冷却速度の影響（SKD8）

写真34にシャルピー試験片のクラック1mm進展部の破面像を示す。油冷では細かい起伏をともなったへき開型の破面を示すが，半冷3minでは細かい起伏は明らかに減少し，半冷3～5minないしこれより遅い冷却で全面がへき開型破面を呈する。



オーステナイト化温度：1,140℃×30min

写真34　焼入冷却速度による焼もどし（HRC44）後のシャルピー衝撃試験片破面の形態変化（SKD8，走査電顕像）　×1,000

半冷3minないしこれより遅い冷却ではやや破面単位の増大がみられる。

本鋼はSKD7の場合よりもK_{IC}，シャルピー衝撃値の水準が低く，半冷3minでK_{IC}は100kg/mm²·√mmを下まわり，同様にシャルピー衝撃値は2kgm/cm²を下まわる。

油冷から半冷3minへの冷却速度の減少によりK_{IC}，シャルピー衝撃値が急激に変化する点においてはSKD7の場合と類似している。

(5)　焼入冷却速度による切り欠き疲労クラック進展特性の変化

油冷および半冷1～20minの冷却速度で焼入後HRC44に焼もどした試料について，予備疲労クラックを入れたのち，450kg⇄20kg，5cycles/secの繰り返し引張荷重を加えた場合の疲

労クラック進展特性を試験した結果を図49に示す。

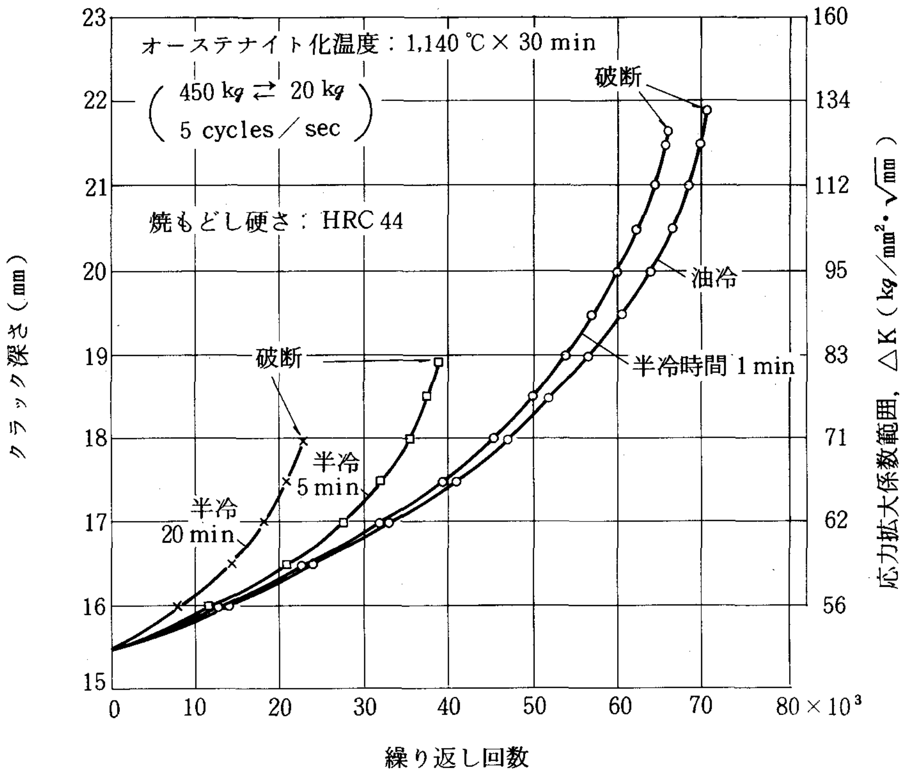


図47　疲労クラック進展速度におよぼす焼入冷却速度の影響（SKD8）

焼入冷却速度の低下にともない疲労クラックの進展速度はやや増加し，また，へき開破壊に至るまでの限界のクラック深さは減少する。

上記傾向はSKD7などにおいて，みとめられた傾向と同様であるが，疲労クラック進展の速度は本鋼の場合の方がSKD7の場合よりもやや大きい。

(6)　焼入冷却速度による衝撃遷移特性の変化

油冷および半冷5，20 min で焼入冷却の後HRC44に焼もどした試料について，20～300℃でVノッチシャルピー衝撃値を測定した結果を図48に示す。

50％脆性破面遷移温度は油冷：150～200℃，半冷5 min 250℃，半冷20 min：300℃で，油冷，半冷5 min の間で急激

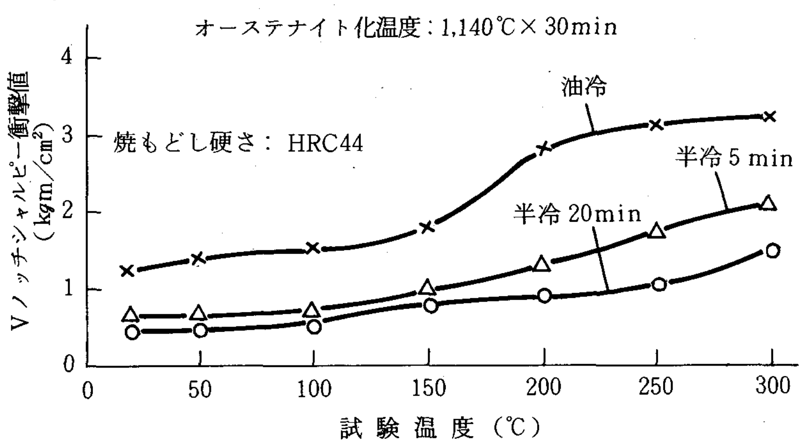


図48　Vノッチシャルピー衝撃値におよぼす試験温度の影響（SKD8）

に上昇する。

上部棚エネルギー値も油冷，半冷5minの間で明らかな低下を示す。延性破面域におけるデインプルの平均径は，たとえば300℃では油冷：3μm，半冷5min：2μmで，半冷5minの場合の方が小さく，かつ微細なデインプルの混在がみとめられた。

TETELMANらは上部棚エネルギーの大，小は引張試験における絞り値の挙動に対応すると指摘しているが，[50] 本実験結果はこれに合致している。

上記傾向はSKD7などにおいてみとめられた傾向と同様であるが，破面遷移温度は本鋼の場合の方が高く，また上部棚エネルギー値も本鋼の場合の方が低く，靱性，延性がSKD61やSKD7の場合よりも低いことがみとめられた。

(7) 焼もどし温度と引張性質，シャルピー衝撃値の関係

油冷および半冷20minで焼入冷却後20～700℃の間の各種温度で各2h焼もどしを行なった試料について引張性質，シャルピー衝撃値を測定した結果を図49に示す。

半冷20minの試料の引張強さは焼入状態で油冷の場合より明らかに低く，400℃を越える温度で上昇し，油冷の場合の値に接近し，焼もどし温度525～550℃で最高値を示すが，その値は油冷の場合の最高値(500℃)より低い。

さらに焼もどし温度の上昇にともない引張強さは減少するが，700℃までの各焼もどし温度にわたり，油冷の場合のそれよりも低い。また，半冷20minの場合の比例限，0.2％耐力については，焼入ままでは油冷の場合より格段に低く，475℃で最低値を示したのち，500℃から急上昇し，575℃で最高値を示すが，その値は油冷の場合の最高値(550℃)よりも低い。

575℃を越える温度で比例限，0.2％耐力は減少するが，700℃までの各焼もどし温度にわたり，油冷の場合よりも低い。

伸びは焼もどし温度に対して大きな変化を示さず，400℃までは横ばいないしやや上昇し，400℃を越える温度で減少し，550～575℃を越える温度で上昇するが，550℃以下で半冷20minの場合の方が高い。

焼もどし温度575℃以上では半冷20minの場合の方が低く，油冷の場合実用焼もどし温度以下の575℃で回復に向うのに対し，半冷20minの場合回復が遅れ，実用焼もどし温度よりやや高めの675℃以上で回復に向う。

シャルピー衝撃値は析出硬化にともない減少し，油冷，半冷20minの場合とも焼もどし温度550℃で最低値を示すが，油冷の場合625℃以上で上昇するのに対し，半冷20minの場合さらに高温の675℃以上でやや上昇に向う。

各焼もどし温度で油冷の場合の方が衝撃値は高い。

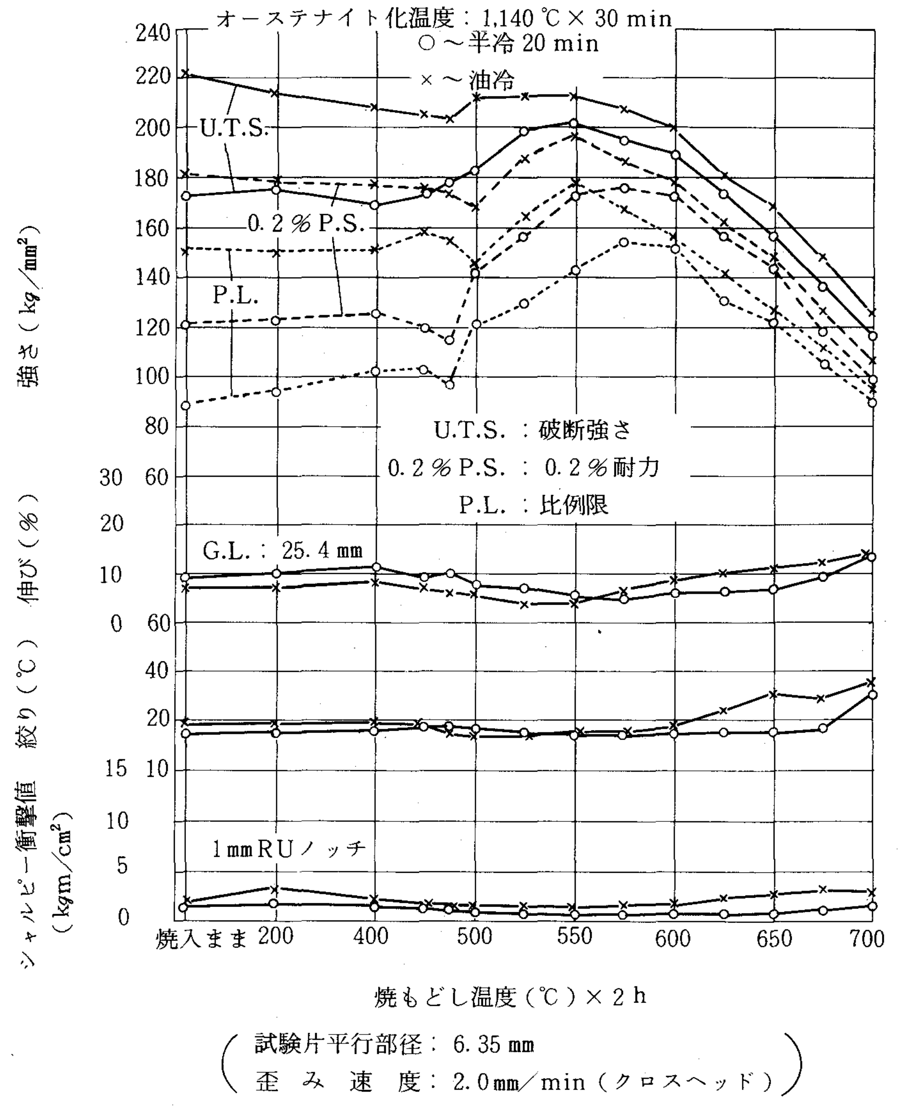


図49　引張性質およびシャルピー衝撃値におよぼす焼もどし温度の影響（SKD8）

SKD7の場合に対比して，本鋼の場合の方が析出硬化の開始がより低温側より開始し，析出硬化にともなう比例限，耐力の上昇度が大きい，すなわち強度への析出強化による寄与が大きいこと，これに関連して焼もどし温度675～700℃での強度も低下が明らかに少なく，SKD7よりも高い強度特性を示す。

伸び，衝撃値はSKD7のそれよりも明らかに低く，650～700℃の高い焼もどし温度域での上昇も少ない。その結果焼もどし温度を上げて硬さを下げても衝撃値を大きく向上させることはできない。

(8)　試験温度による引張性質，シャルピー衝撃値の変化

油冷および半冷20minで焼入冷却後HRC44に焼もどした試料につき，700℃までの各種試

験温度における引張性質，シャルピー衝撃値を測定した結果を図50に示す。

高温引張強さは20℃より400℃付近までは油冷，半冷20minの場合で差はみられず，500〜550℃で僅かに半冷20minの場合の方が高くなり，550℃を越える温度域で半冷20minの場合の方が高くなる。0.2％耐力についても同様の傾向がみとめられたが，550℃を越える温度で引張強さの差よりも耐力の差の方がやや大きい傾向がみられた。

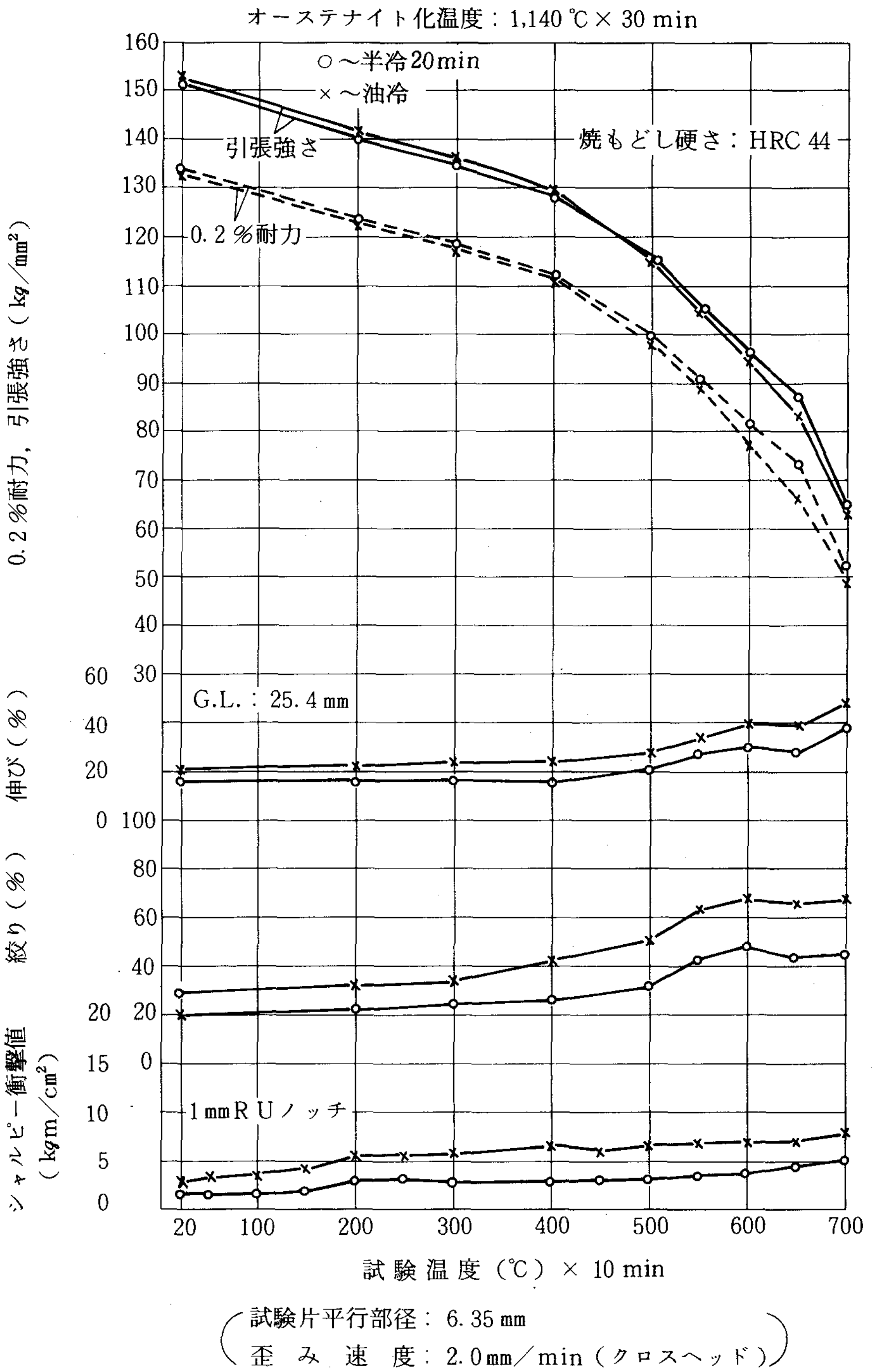


図50　引張性質，シャルピー衝撃値におよぼす試験温度の影響（SKD8）

伸びは油冷の場合の方がやや高く，400℃まではほぼ横ばいであり，400℃を越える温度域で漸増する。

シャルピー衝撃値は常温で油冷の場合の方が高く，昇温とともに漸増するが油冷，半冷 20 min の場合の衝撃値の比率はあまり変化しない。

以上油冷，半冷 20 min の冷却速度の差による試験温度に対する引張強さ，伸び，衝撃値の変化の挙動はSKD7の場合に類似している。

高温強度の水準については，SKD7の場合に対比して400℃までは同等であり，500℃でやや本鋼の場合の方が高くなり，650℃以上で差が大きくなる。

(9) 焼入冷却速度と高温クリープ破断強さ

油冷および半冷 20 min で焼入冷却の試料につき，700℃，15 kg/mm²の条件でクリープ破断強さを測定した結果を図51 に示す。

破断時間は半冷 20 min の場合の方が大きい。

SKD7の場合と対比すれば，本鋼の場合の方が破断時間は大きく，一方冷却速度による差は本鋼の場合の方が小さい。

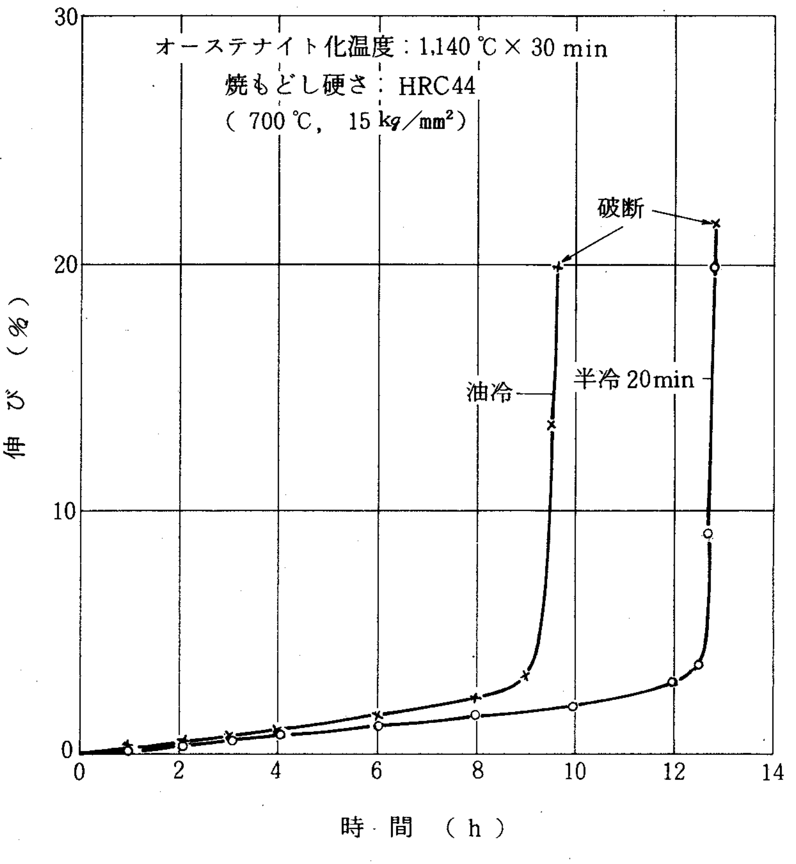


図51 高温クリープ破断強度におよぼす焼入冷却速度の影響（SKD8）

2.5.3 考 察

(1) 焼入冷却速度によるミクロ組織，K_{IC}，シャルピー衝撃値の変化

前項に記したように，本鋼の焼入冷却速度の低下にともなう靱性変化のミクロ組織因子はSKD61およびSKD7の場合と共通しているが，本鋼の場合，油冷に対し僅かの冷却速度の低下によって旧オーステナイト粒界への析出を生じやすいこと，極微細析出炭化物の分布密度がSKD61

やSKD7の場合より一際高いことが特徴と考えられる。

ミクロ組織とK_{IC}，シャルピー衝撃値の変化を対照してみると，

(a) 半冷1minおよび500℃まで急冷後4,000℃/hの冷却でのK_{IC}等の減少は，マルテンサイトの場合より広いラス幅を持ったラス状上部ベイナイトの混在，これに関連して旧オーステナイト粒界への炭化物の析出量の増大と極微細析出炭化物の分布密度の増加に対応している。

(b) 半冷3minおよび500℃まで急冷後4,000～1,000℃/hの冷却でK_{IC}等靱性は大きく減少するが，これは上部ベイナイトの生成量の増加（有効結晶粒径の増大）と旧オーステナイト粒界への炭化物の析出量がより増加すること，極微細析出炭化物の分布密度が一層増大することに対応している。

(c) 半冷5～20min，500℃まで急冷後500℃/hの冷却ないし，これより遅い冷却でのK_{IC}の漸減は，ほぼ全面にわたる上部ベイナイトの生成，ベイナイトの塊状化，これと焼入冷却時の粒界析出とも関連して旧オーステナイト粒界への析出量が増加し，また極微細析出炭化物の分布密度がさらに増加することに対応している。

なお，焼入冷却速度による衝撃遷移温度の上昇やSKD61，SKD7との差についても同様のミクロ組織要因によるものと推定される。

SKD61，SKD7および本鋼の油冷，半冷20minあるいは30minでの冷却ののち,HRC45に焼もどした場合のミクロ組織の特徴を模式図にまとめた結果を図52に示す。

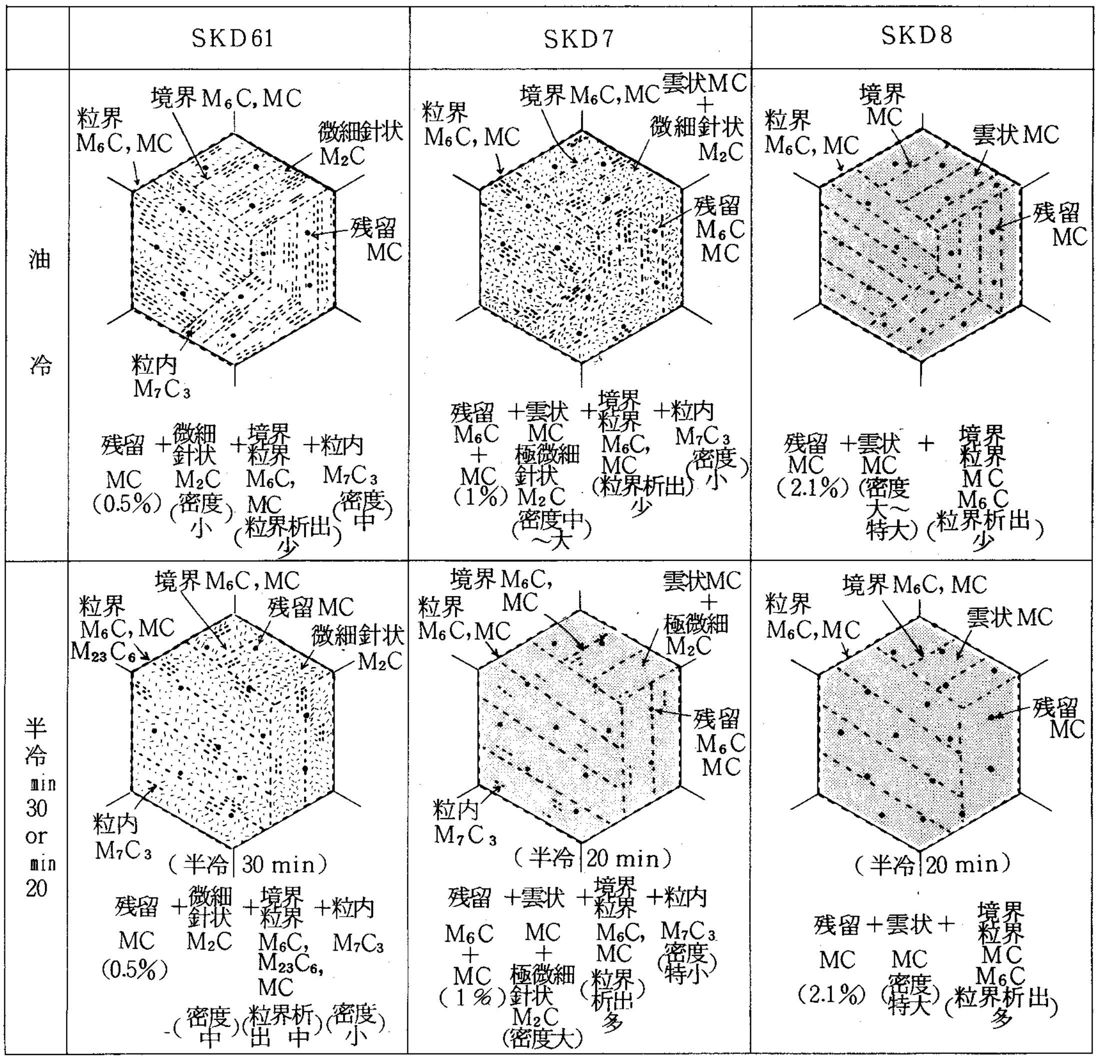


図52　マルテンサイト系熱間工具鋼の標準焼もどし（HRC45）における炭化物析出分布形態

i）SKD61の場合

油冷では極微細析出炭化物MC，M_2Cの分布密度が低く，強化に寄与しないその場核生成での$M_3C \rightarrow M_7C_3$変態による粒状炭化物およびラス境界などへのM_6C炭化物が多く形成されるもので，Cを主体とした固溶強化による寄与が大きい。

半冷30minでは$M_3C \rightarrow M_7C_3$変態が少量に抑制され，針状の極微細炭化物の析出量の増加がみられ，析出による強化の寄与がより大きく加わって来る。

ただし，その分布密度はSKD7や本鋼の場合よりも低く，一方旧オーステナイト粒界へのM_6C，$M_{23}C_6$の析出は増加するが，旧オーステナイト粒界に線状に連続した析出を生じるのではなく，粒界部一帯に小寸法の粒状炭化物が点在する形態となりやすい。

以上，SKD61の場合，極微細析出炭化物の分布密度が本鋼やSKD7の場合よりも低く，粒界への厚い連続的な析出の傾向は小さく靱性上有利なミクロ組織形態を示し，逆に高温強度特性に関しては不利な形態を有しているといえる。

ii) SKD7の場合

油冷では強化に寄与しない粒内の，その場核生成による$M_3C \rightarrow M_7C_3$変態による粒状炭化物の生成がみられるが，SKD61の場合よりも少なく，基地中の極微細析出炭化物（雲状のMCを主体とし，針状のM_6Cが混在）の分布密度がSKD61の場合より高くなる。

半冷20minでは，$M_3C \rightarrow M_7C_3$変態はごく少量に抑制され，基地中の極微細炭化物の分布密度が油冷の場合よりも際立って高くなる。

M_7C_3の生成抑制，ベイナイト粒幅の増大にともない，析出の場所としての粒境界の分布密度が減少するため，旧オーステナイト粒界への析出は，SKD61の場合よりも多く連続性を増す。

以上，SKD7の場合Cr量が低く，Cr系炭化物の析出が生じにくく，またMo量も多いこととあいまって，極微細析出炭化物（MC，M_2C）の分布密度が高い。

この結果，析出強化による寄与がSKD61の場合よりも大きく，旧オーステナイト粒界への炭化物析出の傾向も大きく，SKD61の場合に対比して靱性面では不利であるが，高温強度面では有利なミクロ組織形態を有しているといえる。

これに対し，

iii) 本鋼の場合，C含有量0.4％に対する強力な炭化物形成元素Vの含有量2％はM(V)C形成の相当V量にあたり高い。

このため油冷により生成したマルテンサイトを焼もどした場合，500℃以下で析出したM_3Cが500℃を越える温度でのMCの生成にともないすべて基地中に再固溶し，その結果その場核生成による$M_3C \rightarrow M_7C_3$変態を生じない。この結果，分離核生成による基地中へのMCの析出量が多く，MCの凝集抵抗が大きいこと，密に分布するラス境界や旧オーステナイト粒界へのMC，M_2Cの析出を生じるが，この場合M_6CはWを主体とするためMo系のM_6Cの場合より析出が相対的に進みにくいこと，また粒界への凝集のはやいCr系の$M_{23}C_6$の生成が抑制されること，などのため，ラス境界，旧オーステナイト粒界への多量の析出は生じない。

このため基地中の極微細析出炭化物MCの分布密度は高く，均一に保たれる。

また，半冷20minの冷却により生成した上部ベイナイト主体の組織を焼もどした場合，500℃以下でM_3Cの析出はなく，その結果その場核生成による$M_3C \rightarrow M_7C_3$変態を生ぜず，また析出の場所としてのベイナイト粒境界の分布密度が低い。

このため旧オーステナイト粒界へのMC，M_6Cの析出は増加する。（ただしW系のM_6C であり，凝集抵抗が大きいため粗大な粒界析出は生じない）

同時に分離核生成による基地中への極微細析出炭化物MCの分布密度は一層高くなり，均一性もさらに増加する。

なお，残留炭化物量がSKD61やSKD7の場合より多く，粒径も大きい。

以上本鋼は実用硬さHRC45に焼もどした場合，SKD61やSKD7の場合よりも極微細析出炭化物MCの分布密度が高く，均一で析出強化による寄与が一段と大きい。凝集のはやいCr系炭化物を形成せず，またW系のM_6Cの旧オーステナイト粒界，ベイナイト粒境界への析出が進みにくいこととあいまって，500℃以上とくに600～650℃を越える高い温度域での強度が，SKD61，SKD7の場合よりも高いミクロ組織特性を有している。

反面極微細析出炭化物の分布密度が高く，均一性があまりにも高いため局部的な過大応力の緩和を可能とするための組織部分が存在せず，靱性面では不利なミクロ組織形態を有しているといえる。

(2) 焼入冷却速度による切り欠き疲労クラック進展特性の変化

焼入冷却速度の低下により疲労クラック進展速度はやや増加の傾向があるが，これはSKD61やSKD7におけると同様の傾向で，その原因も同様に極微細析出炭化物の分布密度の増大によると考えられる。

SKD7の場合よりも進展速度はやや大きいが，その原因についても極微細析出炭化物の分布密度が高いことがクラック先端での有効応力拡大係数を相対的に高くし，進展速度を大きくしているためと推察される。

(3) 焼もどし温度による引張性質，シャルピー衝撃値の変化

半冷20minの場合，比例限および0.2％耐力は焼もどし温度475℃で極小値を示したのち急激に上昇に向うが，これは残留オーステナイトの一部分解が開始することに対応するものと考えられる。

一方，油冷の場合，比例限，0.2％耐力はM_3Cの析出量がもっとも多くなる焼もどし温度500℃で最低値を示すが，M_3Cの非整合析出分布により加工硬化性は最大となり，500℃で引張強さは最大値を示すものと推察される。

本鋼の場合，各焼もどし温度に対し油冷の場合の方が強度が高いが，これは油冷によるマルテンサイトの場合でも強化に寄与しないM_7C_3を生成せず，強化に寄与するMCの有効析出量，したがって析出強化による寄与が半冷20minの場合に対し大きくは減少せず，一方焼入時の強度差にみられるように固溶強化による寄与が油冷の場合の方が大きいこと，の総合効果によるものと推察される。

SKD61やSKD7の場合に対比して，焼もどし温度475～500℃以上でのMCの析出にともなう比例限，0.2％耐力の上昇の程度が明らかに大きく，析出強化度が大きいことがみとめられるが，これは先記の極微細析出炭化物の析出量，分布密度が一際高いことに対応している。

なお，析出強化度はSKD7の場合が本鋼の場合について大きく，SKD61の場合がもっとも小さい。

焼もどし温度650～700℃における衝撃値の変化が小さいことにみられるように，焼もどし温度により硬さの水準をかえることによる衝撃値の調整幅は僅かである。

700℃ではM_6C，MCの粒界への析出，凝集が進むため，強度の低下にもかかわらず靱性の改善は僅かである。

(4) 試験温度と引張性質，シャルピー衝撃値の関係

400℃までは油冷，半冷20minの場合で強度に差がない事は，400℃以下では固溶強化，析出強化にかかわらず，常温の強度が支配的であることを示すためと考えられる。

500℃以上で半冷20minの場合の方が相対的に高くなるのは析出強化による寄与の大小が支配的になるためと考えられ，650～700℃で半冷20minの場合の方が高いのは，析出炭化物の凝集に対する抵抗性が大きいことによるものと思われる。本鋼の高温引張強さはSKD61のそれに対比すれば，400℃では同等であり，500℃で本鋼の場合の方が明らかに高く，600℃以上では大きな差を生じる。

SKD7のそれに対比すれば，400℃までは同等であり，500℃で本鋼の場合の方がやや高くなり，650℃以上で差が大きくなる。

SKD61とSKD7の対比では400℃までは同等であり，500℃でSKD7の場合の方が高くなり，600℃以上ではとくにその差が大きくなる。

上記挙動についても同様に400℃までは鋼種，組織によらず初期強度が支配的であり，500℃以上では析出強化による寄与の大小が支配的となり，本鋼の場合の引張強さがSKD61の場合に対してはもとより，SKD7の場合よりも高くなり，さらにSKD61の場合に対しては600℃で，SKD7の場合に対しては650℃で大きく上まわったのは，析出炭化物の凝集抵抗の差によるものと推察される。

以上マルテンサイト系熱間工具鋼の高温引張強さについては400℃までは初期強度を重視すべきであり，550℃を越える高温域の強度については析出強化に寄与する析出炭化物の分布密度および凝集抵抗が重要と判断される。

なお，耐力比の低下する限界温度についてもたとえば耐力比が80％以下に低下する温度はSKD61：600℃，SKD7：600～650℃，本鋼650～700℃で，析出炭化物の凝集のすすむ温度に合

致していることがわかる。

つぎに高温引張強さおよび0.2％耐力におよぼす初期硬さ（HRC40，44，50）の影響を調べた結果を図53～55に示す。本試験条件（試験温度×10min 保持後引張試験）では，たとえばSKD61の場合，初期硬さをHRC44よりHRC50に引上げることは，SKD7および本鋼のHRC44の場合との対比で500～550℃までの高温強度の引上げに有効であり，またSKD7の場合HRC44よりHRC50への硬さの上昇は，本鋼のHRC44の場合に対比して650℃までは有効であることを示している。

また，高温クリープ破断強度（700℃）が本鋼の場合がもっとも高く，SKD7の場合がそのつぎで，SKD61の場合がもっとも低いのは，引張強度に関して示したと同様のミクロ組織因子によるものと推察される。

また，油冷の場合に対して半冷20minの場合の強度の上昇の割合が，本鋼の場合よりも，SKD7の場合の方が大きいのは，本鋼の場合よりも油冷，半冷20minの両試料間で極微細炭化物の分布密度の差が大きいためと推察される。

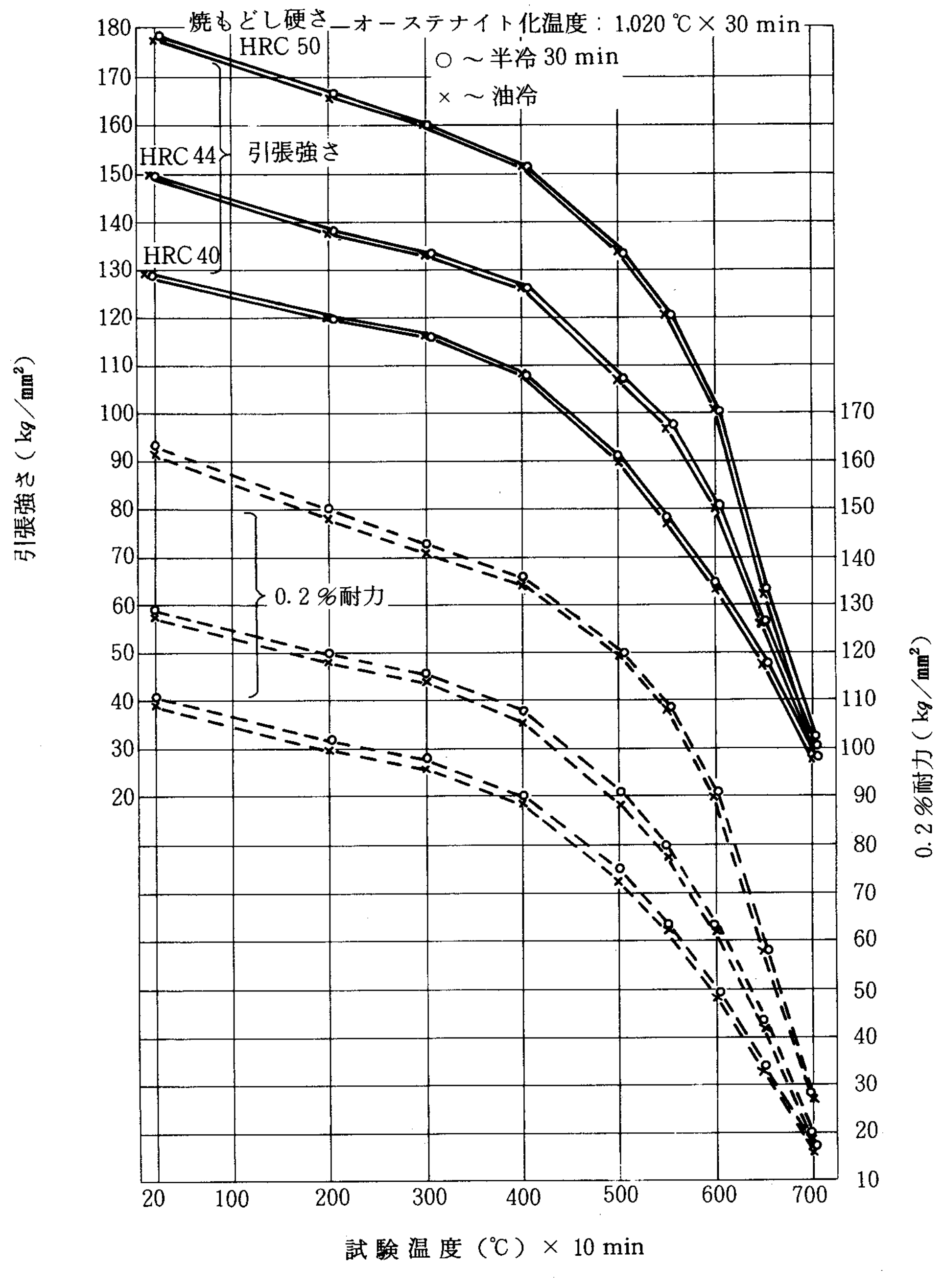


図 53　高温引張強さ，耐力におよぼす初期強度の影響（SKD61）

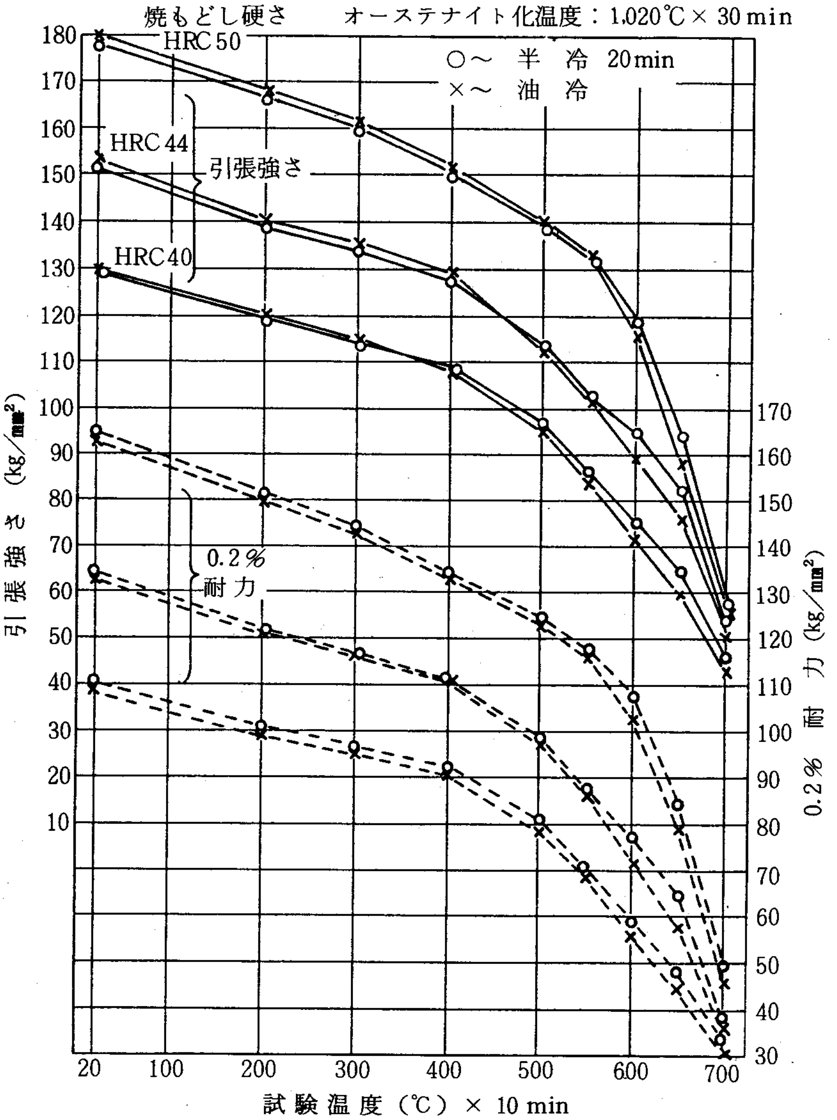


図54　高温引張強さ，耐力におよぼす初期強度の影響
（SKD7）

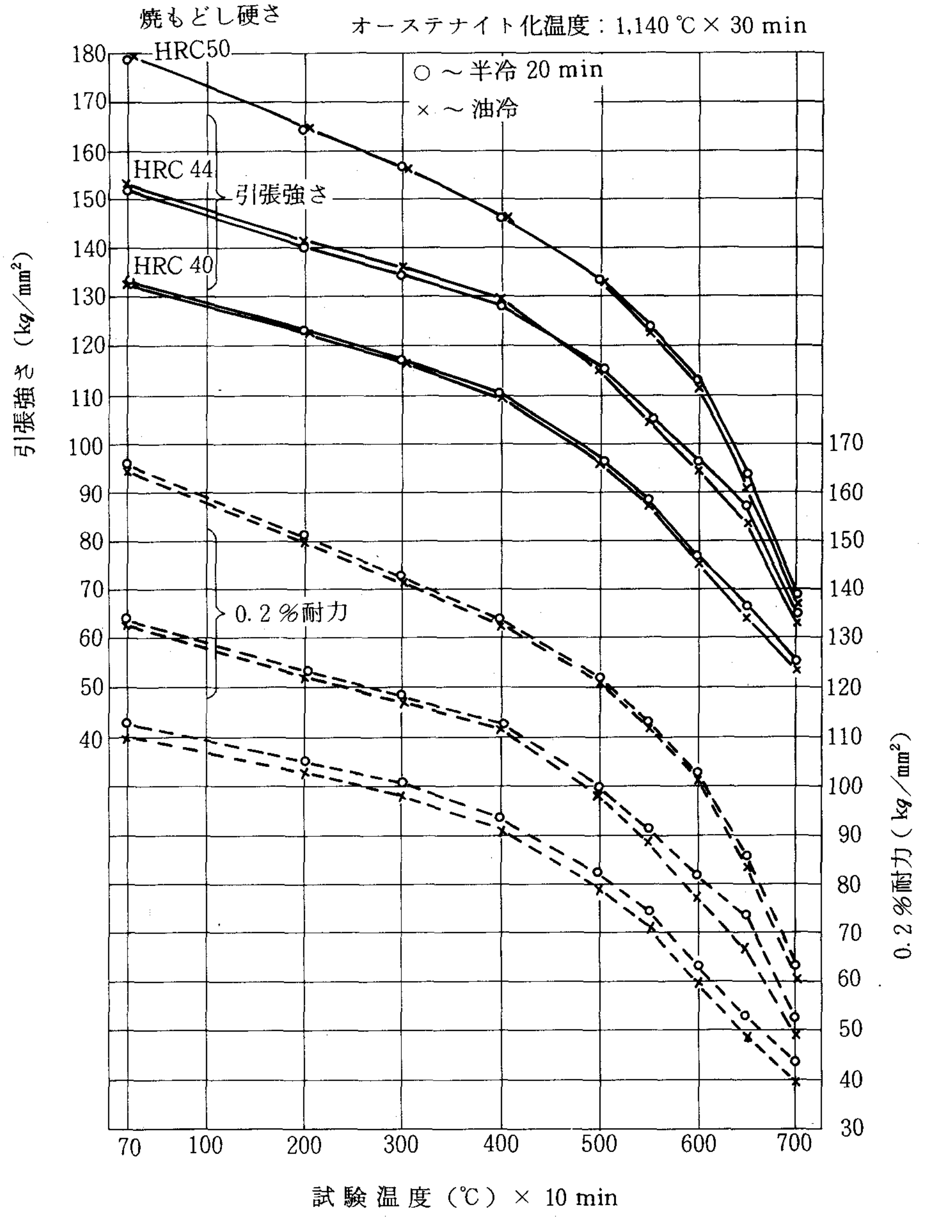


図55　高温引張強さ，耐力におよぼす初期強度の影響
（SKD8）

2.5.4 結　　言

0.4 C－4.4 Cr－4.2 W－2 V－4.2 Co鋼SKD8の高温強度，靱性におよぼすミクロ組織の影響について研究し下記の結果を得た。

(1) 平均歪み破壊靱性値K_{IC}，シャルピー衝撃値（焼もどし硬さHRC44）は焼入冷却速度が油冷から半冷3～5 minの速度に低下するのにともなって急激に減少し，それより遅い冷却速度では漸減する。また衝撃遷移特性試験における50％脆性破面遷移温度についても同様の傾向がみとめられる。

(2) 上記靱性変化のミクロ組織因子はSKD61やSKD7の場合と共通しているが，本鋼の場合とくに炭化物の旧オーステナイト粒界への析出がSKD61やSKD7の場合よりも僅かの冷却速度の低下によって生じ，靱性の変化をもたらすことが特徴である。

(3) 疲労クラック進展速度は焼入冷却速度の低下によってやや増加するが，これは焼もどし時の極微細析出炭化物の分布密度の増加が一因と考えられる。

(4) 高温強度は油冷によるマルテンサイト，半冷20 minの冷却による上部ベイナイト主体の組織の場合とで，

(a) 常温から400℃までは同等で，

(b) 500℃以上では半冷20minの場合の方が高くなり，

(c) 焼もどし温度に相当する温度ないし，これ以上の650～700℃の高温域でも半冷20min の場合の方が高い。

(a)は400℃までは強化機構（固溶強化，析出強化）の如何によらず初期強度が支配的であることを示し，

(b), (c)については，400℃を越える温度域での強度については，極微細析出炭化物の分布密度，これに関連してその凝集抵抗が支配的となることを示すものと解釈され，このため半冷20min の場合の方が高い強度を示したと考えられる。

(5) 本鋼の場合

(a) SKD61やSKD7の場合よりも靱性の水準は低く，SKD7の場合と同様，油冷に対し焼入冷却速度の僅かな低下により靱性は急激に減少すること，

(b) 焼もどし時の微細炭化物の析出による強度の上昇度が大きく，かつSKD61の場合に対しては焼もどし温度600℃以上で，またSKD7の場合に対しては650℃以上での強度の低下の割合いが明らかに小さいこと，

(c) 高温強度は400℃以下でSKD61，SKD7の場合と同様の値を示すが，これを越える温度で本鋼の場合の方が高くなり，SKD61に対しては600℃以上で，またSKD7の場合に対しては

650℃以上での強度に大きな差を生じることがみとめられる。

これは，

(a)については本鋼のV量が高いことにより，半冷 20min の場合はもとより，油冷の場合でも，焼もどし時にその場核生成による$M_3C \rightarrow M_7C_3$変態を生ぜず，強化に寄与する基地中への極微細析出炭化物MCの析出量が多く，その分布密度が際立って高いこと，また残留炭化物の粒径や面積率が大きいことによる靱性の水準の低減効果などによるものと考えられる。

(b)については，上記に関連してSKD61やSKD7におけるM_6Cのベイナイト粒境界，旧オーステナイト粒界への析出，凝集が生じにくいこととあいまって，MCの分布密度がより高い焼もどし温度まで維持されたことによると考えられる。

(c)については，SKD61やSKD7の場合よりも析出強化による寄与が大きく，極微細析出炭化物の分布密度が高く，かつより高温までその凝集がすすみにくいことによるとの判断を行なった。
以上油焼入鋼である本鋼の場合，SKD7の場合と同様焼入冷却速度の僅かな低下により上部ベイナイト変態がすすみ靱性の低下をまねくが，靱性，高温強度を構成するミクロ組織因子はSKD61やSKD7の場合と共通していることを明らかにした。

本鋼の特徴は高い高温強度にあり，これは焼もどし時$M_3C \rightarrow M_7C_3$変態やM_6Cの析出が抑制され，強化に寄与するMCが高い密度で均一に分散することにあることを示した。

ただし，このような組織の場合，工具として使用時の過大応力の発生に対して，塑性歪みで応力緩和を生じることによりクラックの発生を抑えたり，クラックの進展過程でクラック先端に丸味をおびさせてクラックの進展を抑えたりするための靱性，延性にとぼしい点に問題がある。

靱性に配慮する場合，若干の$M_3C \rightarrow M_7C_3$変態を生起させ微細析出炭化物の分布密度にある程度の濃淡をもたせることや，焼入強化の寄与を高め，微細析出炭化物の分布密度をやや低める方向に制御することなどが有効な検討の方向であることを明らかにした。

2.6 SKT4 [74)]

マルテンサイト鋼SKT4は靱性が高いことを特徴とし，ハンマー鍛造型や割れが問題となる大寸法あるいは鋭角の隅角部形状を有するプレス鍛造型に使用されている。

近年ハンマー鍛造においても合理化を目的としたより高い製品精度の追求や形状の複雑化がすすみ，型材の面からも靱性，高温強度と関係因子についてのより堀下げた検討が必要になって来た。

本鋼はMC，M_2C等の微細炭化物の析出による強化を利用し，高温強度を与えた既述の一般熱間工具鋼とことなり，とくに靱性を重視した合金組成と組織を備えている点に基本的な違いがある。
焼入冷却速度による靱性の変化や焼もどし時の炭化物反応や機械的性質に関する若干の研究例はあ

るが，[75) 76)] 本鋼の特徴を構成するミクロ組織と靱性，高温強度特性との関係についての基礎的な解明は十分にはなされていないのが現状である。

2.6.1　試料および実験方法

試料は0.55C－1.7Ni－1.2Cr－0.35Mo－0.15V鋼，SKT4で，化学組成を表15に示す。

素材断面寸法は410mm×510mmで弧光式電気炉で溶製し，鍛錬成形比6以上に熱間成形し，700℃で焼なまし処理した。

試験片は中心と隅角との中間位置から鍛伸方向に採取して実験に供した。

表15　試料の化学組成（wt%）

C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	V
0.53	0.25	0.88	1.91	1.31	0.32	0.14

(1)　焼入冷却速度によるミクロ組織挙動の観察

850℃×30min オーステナイト化後油冷および半冷15～60minの各種速度で連続冷却した場合のベイナイト変態挙動をミクロ組織観察，硬さ測定により調べた。

上記の各焼入冷却後の試料をHRC44に焼もどした場合の炭化物の析出分布の挙動を抽出レプリカ電顕法により観察した。

また，油冷および半冷30minで焼入冷却した試料を400℃から700℃までの各種温度で2h焼もどした場合の炭化物の析出，凝集の挙動を抽出レプリカ電顕観察，X線，電子線回折により調べた。試験片の寸法12mm×12mm×6mmである。

(2)　機械的性質の測定

(i)　油冷および半冷15～60minで焼入後HRC41に焼もどし（焼もどし温度500～560℃×1.5h空冷，引続き30℃低い温度×1.5h空冷）した場合の破壊靱性値K_{IC}，疲労クラック進展特性，引張性質を測定した。また，試験後破面観察を行なった。

(ii)　半冷30minの冷却による下部ベイナイトを約60%含む試料および油冷によるマルテンサイト試料につき，

(a)　650℃までの各種温度で焼もどした場合の引張性質，シャルピー衝撃値，

(b)　HRC41に焼もどし後650℃までの各種温度で試験した場合の引張性質，シャルピー衝撃値，を測定した。

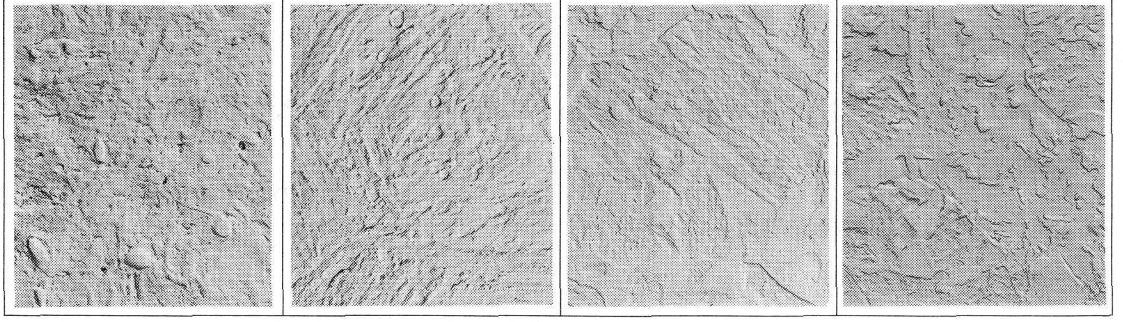
さらに衝撃値遷移特性を調査した。試験片および試験条件は2.2.1と同様である。

2.6.2　実験結果

(1)　焼入冷却速度によるミクロ組織の変化

オーステナイト化温度850℃から油冷および半冷15～60minで焼入した場合の生成組織の二段レプリカ電顕像を写真35に示す。

油　　冷	半冷 15min	半冷 30min	半冷 60min



オーステナイト化温度：850℃×30min

写真35　焼入冷却速度による焼入組織の変化
（SKT4，二段レプリカ電顕像）　×4,000

オーステナイト結晶粒度はＪＩＳ№.8，残留炭化物の面積率は2.2％，平均粒径は0.59μm（粒径0.15μm以上の炭化物につき測定）である。油冷ではラス状マルテンサイト，半冷15minで下部ベイナイトが10％程度生成し，半冷30minでは下部ベイナイト量は60％程度となり，一部上部ベイナイトの生成がみられる。

マルテンサイトの場合の平均ラス幅は0.25μm，下部ベイナイトの粒幅は最大1.5μmであった。

半冷45minでは下部ベイナイト主体であるが上部ベイナイト量が増加し，15％程度となる。

上部ベイナイトは不定形の島状の領域をもって生成し，その形態は塊状である。ベイナイト粒内に微細な棒状あるいは海綿状の炭化物の析出をともなっているのが，一般の熱間工具鋼における上部ベイナイトの場合とことなっている。

この上部ベイナイトは半冷45minの冷却の場合350～300℃で生成する。なお，恒温変態におけるこの種上部ベイナイトはベイナイトノーズの上方の温度域の400～350℃で生成する。

半冷60minでは上部ベイナイト量は60％以上となり，下部ベイナイト量は10％以下となる。

残留オーステナイト量は油冷：5.0％に対し，半冷15min：8.5％，半冷30min：9.0％，半冷60min：9.7％で，焼入冷却速度の低下にしたがい漸増する。

(2)　焼入冷却速度による焼もどし時の炭化物の析出，凝集形態の変化

油冷および半冷30，60minで焼入冷却した試料につき，400～650℃の各種温度に2h焼もどした場合の炭化物の析出，凝集の挙動を抽出レプリカ電顕法により観察した結果を写真36～38に示す。

(a)　油冷によるマルテンサイト試料の場合，焼もどし温度が400℃でラス境界を主体に析出した炭化物の分布がみられる。

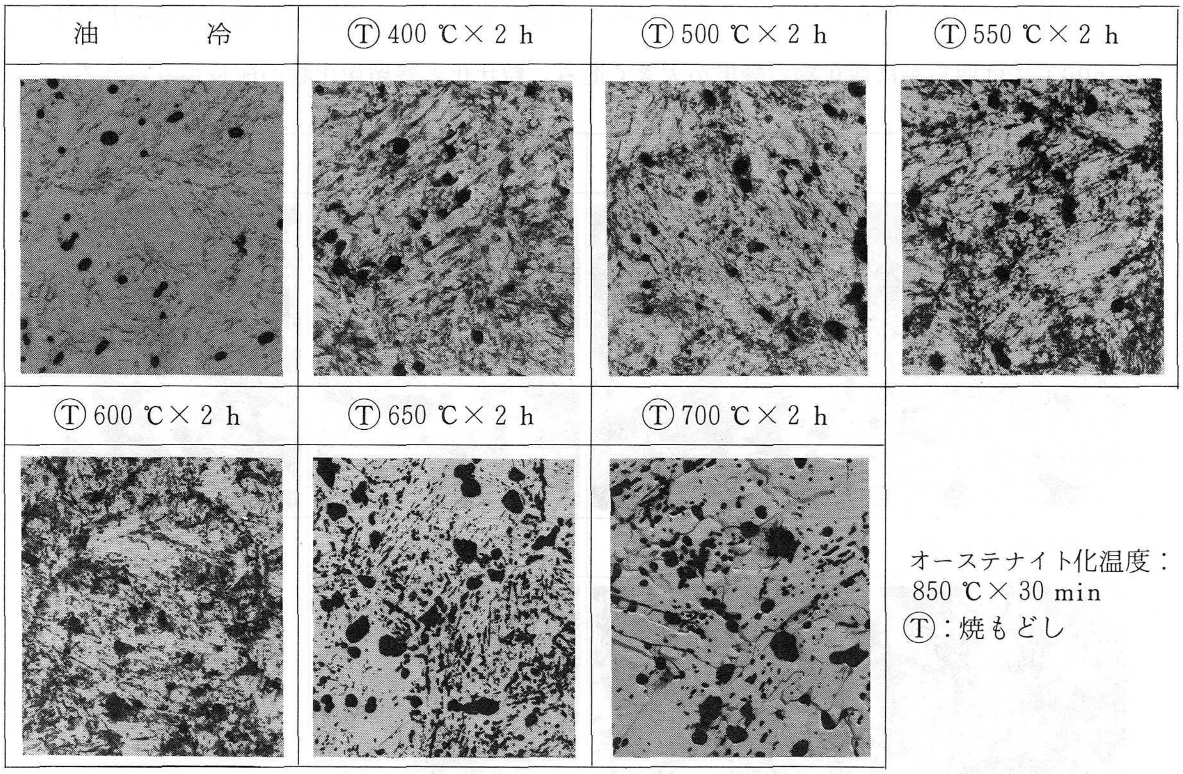


写真 36　油冷焼入後の焼もどしにおける炭化物の析出，凝集挙動
（SKT4，抽出レプリカ電顕像）　×4,000

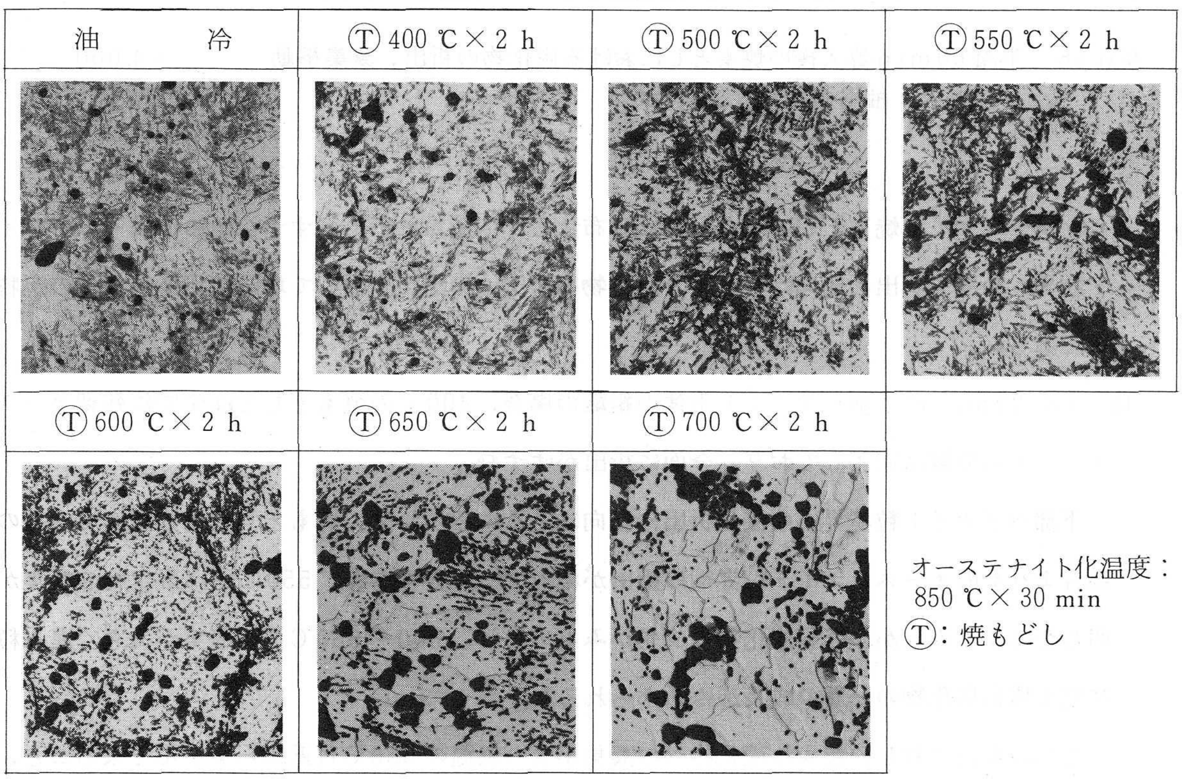
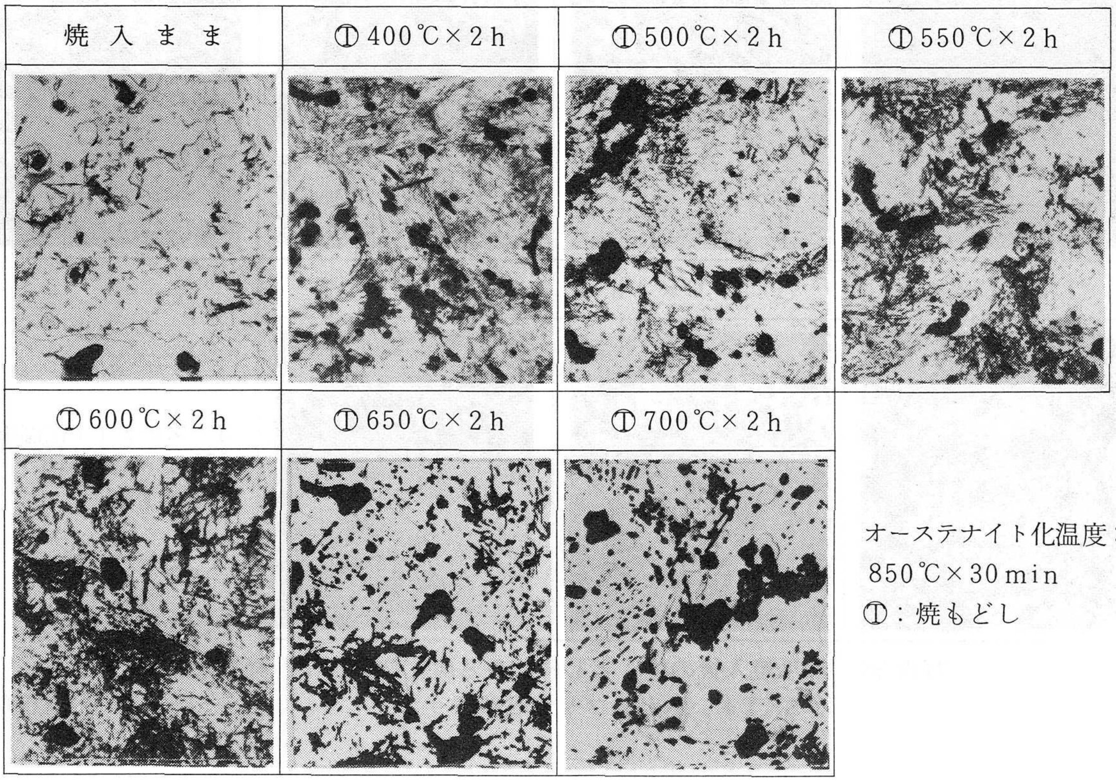


写真 37　半冷 30 min 焼入後の焼もどしにおける炭化物の析出，凝集挙動
（SKT4，抽出レプリカ電顕像）　×4,000

550℃では薄く旧オーステナイト粒界への析出を生じ，やや析出炭化物の凝集を生じる。600℃では明らかに炭化物の凝集が大きく進み，粒状化と残留炭化物の成長がみられる。



オーステナイト化温度：
850℃×30 min
Ⓣ：焼もどし

写真38　半冷 60 min 焼入後の焼もどしにおける炭化物の析出，凝集挙動　×4,000
（SKT4，抽出レプリカ電顕像）

マルテンサイト焼もどしの場合，密に分布するラス境界に析出がすすむため旧オーステナイト粒界への優先析出の傾向は小さく，炭化物の析出，凝集が分散して均一に行なわれるのが特徴である。

(b) 半冷 30 min の下部ベイナイト主体の組織の場合，400℃の焼もどしではすでに残留オーステナイトの分解は完了しており，全面に析出がすすむ。

下部ベイナイト粒境界への優先析出の傾向はとくにみられず，焼もどし温度500℃で油冷の場合よりも旧オーステナイト粒界への析出が相対的に大きく進む。550℃では炭化物の凝集が明らかにすすみ，かつ残留炭化物の成長がみとめられ，600～650℃では凝集が大きく進み粒状化と残留炭化物の一層の成長がみとめられる。

油冷の場合に対し，粗大な炭化物への凝集がより低温の550℃付近からすすんで来ること，旧オーステナイト粒界への析出傾向がやや大きいこと，がことなっている。

(c) 半冷 60 min の上部ベイナイト主体の組織の場合，400℃の焼もどしで全体的に析出が生じ

ると同時に残留炭化物の成長がみられる。

半冷30minの場合よりもさらに低温で粗大な炭化物への凝集が進むが，とくに旧オーステナイト粒内部での析出炭化物の分布密度の減少が粒界部よりも優先して進む傾向が大きい。

表16に油冷および半冷30minの焼入冷却試料を400℃から700℃までの間の各種温度で2h焼もどした場合のX線および電子線回折による炭化物の構造同定の結果を示す。

焼入組織における残留炭化物は$M_{23}C_6$である。

焼もどし温度500～550℃以下での析出の主体をなす密集した棒状あるいは微細な粒状炭化物はM_3Cを主体とするものである。500～550℃以上で残留炭化物部を主体とした粗大な粒状炭化物への成長は$M_{23}C_6$の急増に対応している。

表16　X線および電子線回折による炭化物同定結果（SKT4）

オーステナイト化温度：850℃×30 min

		焼入まま	焼もどし温度（℃）×2h					
			400	500	550	600	650	700
油焼入	X 線 (CoK α)	$M_{23}C_6$ (6)	$M_{23}C_6$(12) M_3C (2)	$M_{23}C_6$ (15) M_3C (4)	$M_{23}C_6$(16) M_3C (7)	$M_{23}C_6$(19) M_3C (7)	$M_{23}C_6$ (27) M_3C (11)	$M_{23}C_6$ (42) M_3C (8)
	電子線	(残留粒状) $M_{23}C_6$(6)	(密集棒状) M_3C	(密集棒状) M_3C	(密集棒状) M_3C	(密集棒状 微細棒状 粒状) M_3C	(微細棒状 粒状) M_3C (中～大粒状) $M_{23}C_6$	—
半冷 30 min	X 線 (CoK α)	$M_{23}C_6$ (6)	$M_{23}C_6$(12) M_3C (3)	$M_{23}C_6$ (15) M_3C (8)	$M_{23}C_6$ (21) M_3C (13)	$M_{23}C_6$ (25) M_3C (15)	$M_{23}C_6$ (30) M_3C (13)	$M_{23}C_6$ (41) M_3C (11)
	電子線	—	(密集棒状) M_3C	(密集棒状) M_3C	(密集棒状) M_3C	(密集棒状 微細棒状 粒状) M_3C	(微細棒状 粒状) M_3C (中～大粒状) $M_{23}C_6$	—

( )内の数字はチャート上の回折図形の高さ（目盛）を示す。

$M_{23}C_6$：(422)面　　M_3C：(121)面

油冷および半冷30minで焼入冷却した試料につき，焼もどし温度に対する残留オーステナイト量の変化を調べた結果を図56に示す。残留オーステナイト量は焼入ままでは，油冷：5.8％，半冷30min：10.6％であるが，いずれの場合も焼もどし温度250℃で2.5％前後に減少し，300℃ではほとんど無くなる。

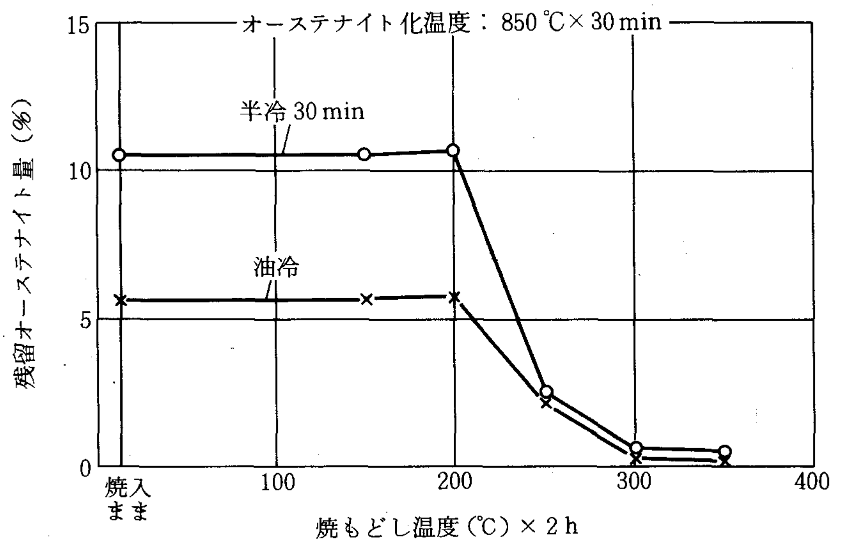


図56　残留オーステナイト量におよぼす焼もどし温度の影響（SKT4）

(3)　焼入冷却速度による破壊靱性値KICの変化

油冷および半冷15～60 minで焼入冷却後HRC41に焼もどした場合の破壊靱性値KICを測定した結果を図57に示す。

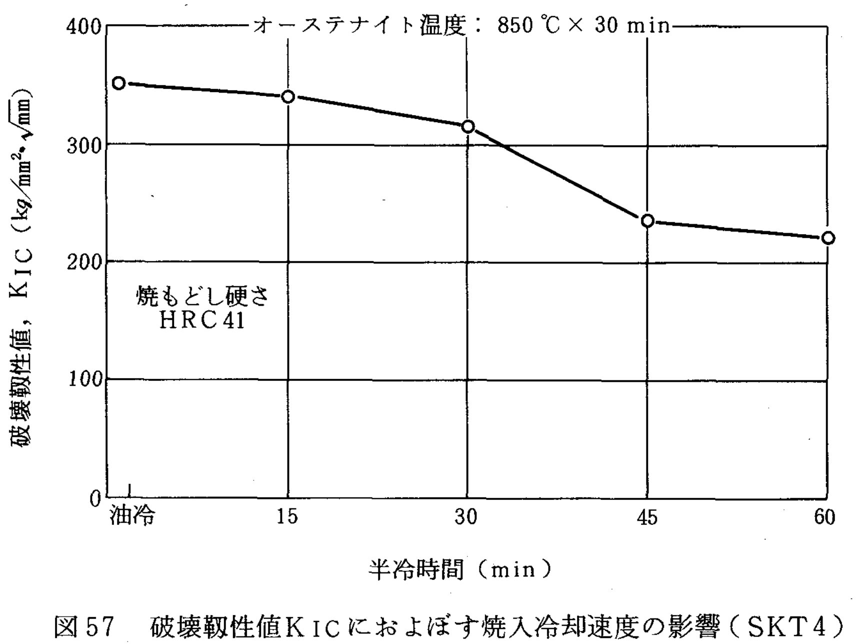


図57　破壊靱性値KICにおよぼす焼入冷却速度の影響（SKT4）

KICは油冷：350 kg/mm²・√mmに対し，半冷15 min：341 kg/mm²・√mm，半冷30 min：312 kg/mm²・√mmで，半冷30 minまでは焼入冷却速度の低下に対し大きな低下を示さず高い水準を保つ。半冷45 minでKICは235 kg/mm²・√mmと減少し，半冷60 minにかけて漸減する。

(4) 焼入冷却速度による切り欠き疲労クラック進展特性の変化

油冷および半冷 30 min で焼入冷却後 HRC 41 に焼もどした場合の切り欠き疲労クラック進展性試験の結果を図 58 に示す。

半冷 30 min の場合の方が疲労クラック進展速度はやや小さい傾向がみられるが大きな変化はみとめられない。

疲労クラック進展部の破面は SKD 61 の場合と同様で，焼入冷却速度による変化も明確にはみとめられなかった。

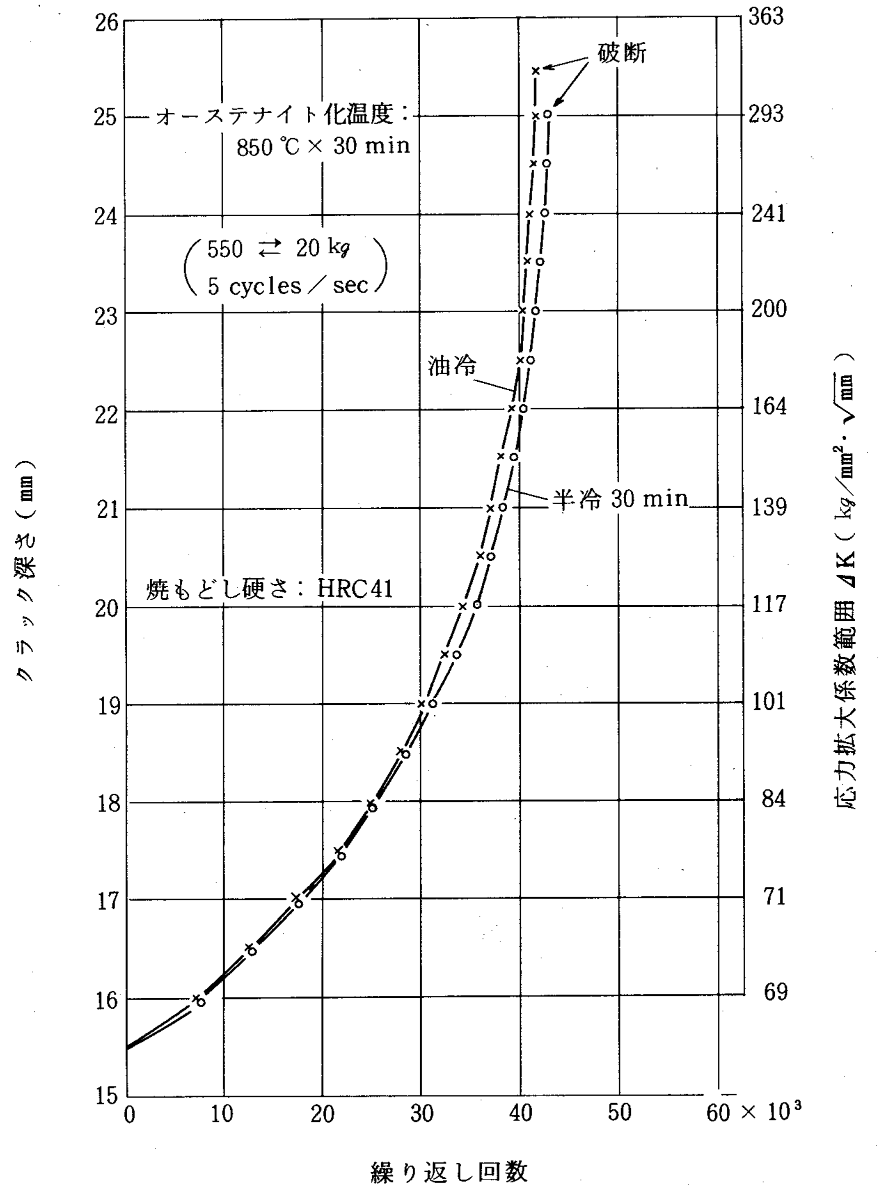


図 58　疲労クラック進展速度におよぼす焼入冷却速度の影響（SKT 4）

(5) 焼入冷却速度による衝撃遷移特性の変化

油冷および半冷 30 min の冷却速度で焼入後 HRC 41 に焼もどした場合の V ノッチシャルピー試験片による 20～300℃での衝撃試験の結果を図 59 に示す。

また，クラック 1㎜進展部の破面の走査電顕による観察結果を写真 39 に示す。

50％脆性破面遷移温度は油冷：50～100℃，半冷30 min：100℃，で半冷30 min の場合の方がやや高く，上部棚エネルギーも半冷30min の場合の方がやや低いが，大きな差はみられない。

延性破面温度域におけるディンプルの大きさは，油冷，半冷 30 min の場合で明確な差はなく，SKD61 の場合と類似しており，後記の 3Cr－W－Mo－V－Co 析出硬化型鋼の場合よりも小さい。

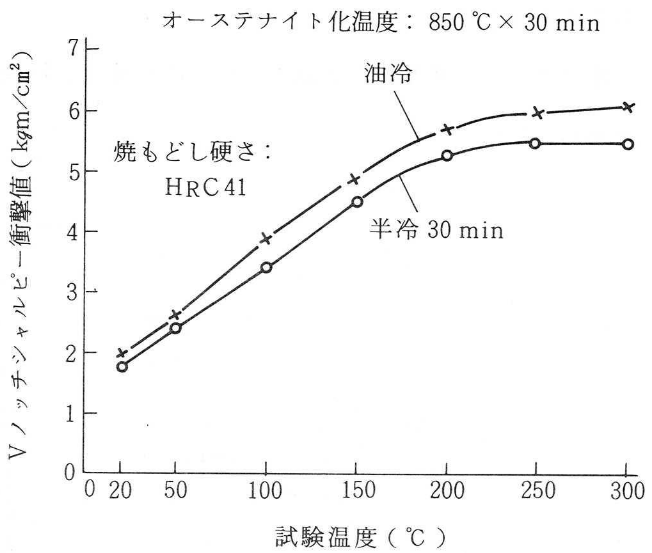
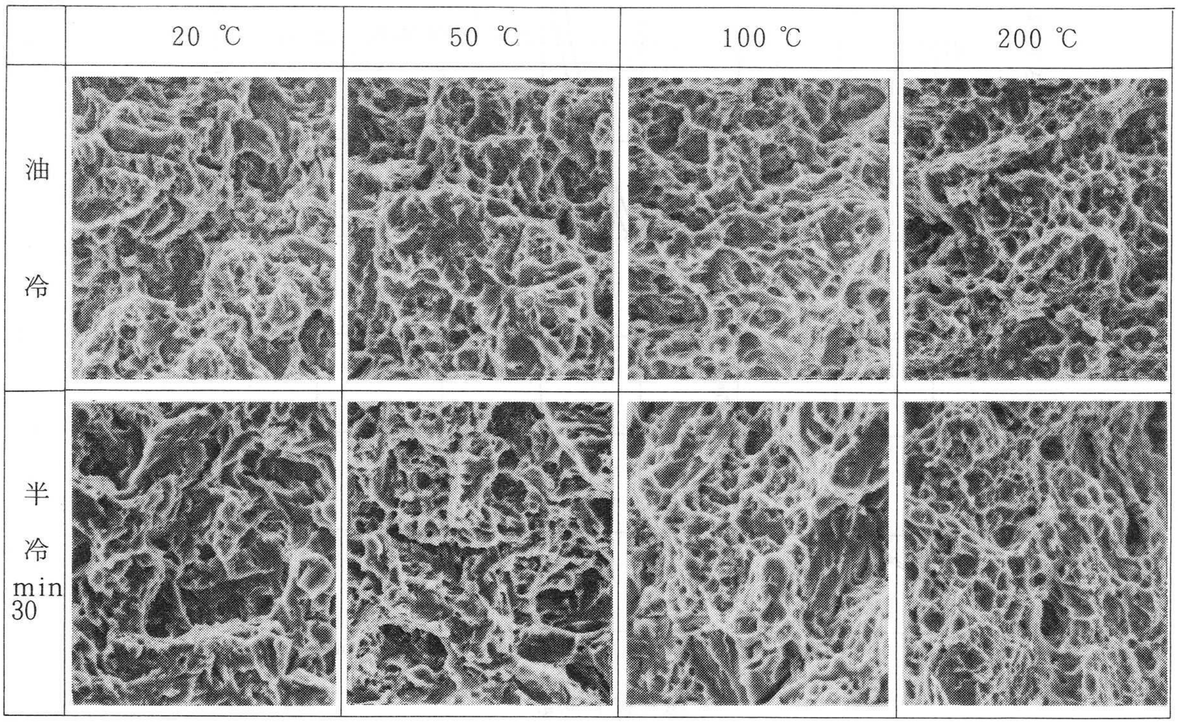


図 59　V ノッチシャルピー衝撃値におよぼす試験温度の影響（SKT4）



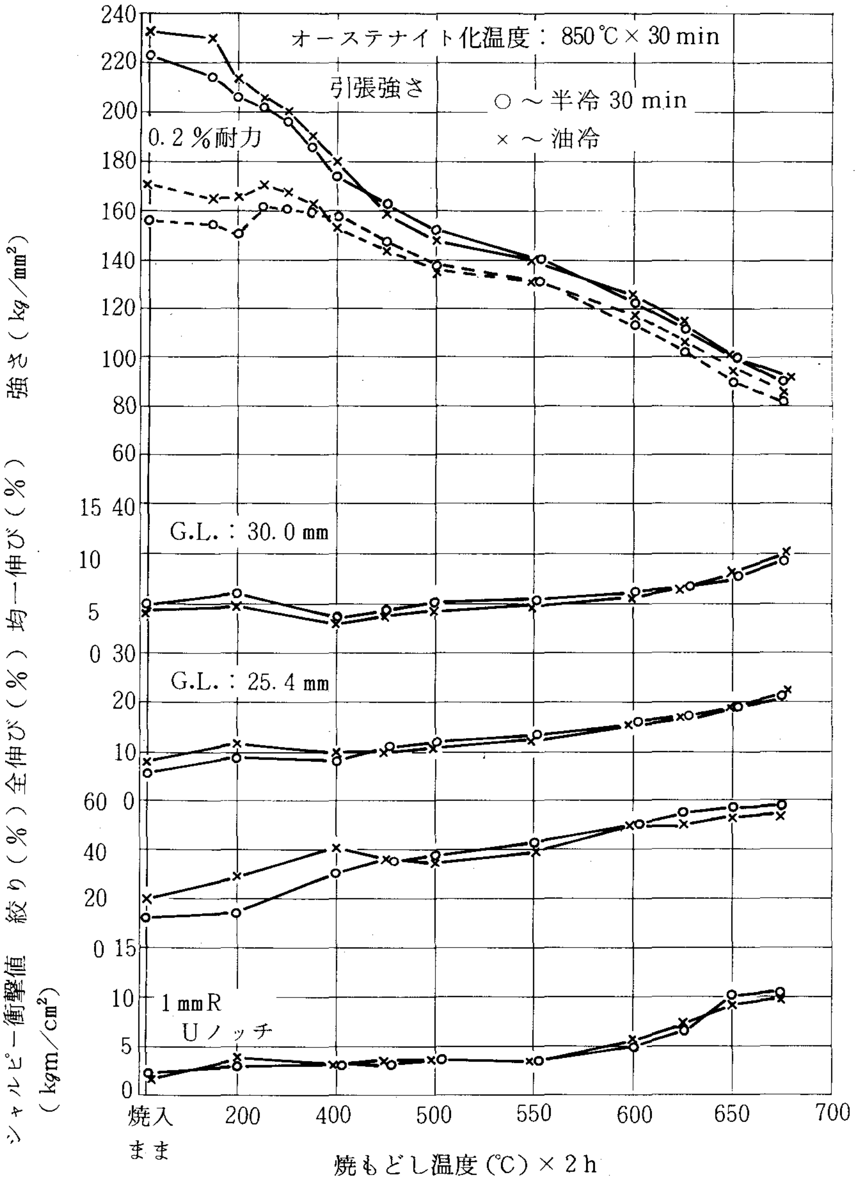
オーステナイト化温度：850℃×30 min
焼もどし硬さ：HRC 41

写真 39　焼入冷却速度による衝撃遷移特性試験片（V ノッチシャルピー）破面の形態変化（SKT4，走査電顕像）　×1,000

なお，デインプル底にみられる粒状物は非金属介在物および炭化物であることが確認された。

(6) 焼もどし温度による引張性質，シャルピー衝撃値の変化

油冷および半冷 30 min の冷却速度で焼入後 200～650℃間の各種温度で 2 h，焼もどしを行なった試料についての引張性質およびシャルピー衝撃値測定の結果を図 60 に示す。



（試験片平行部径：6.35 mm
歪み速度：2.0 mm/min（クロスヘッド））

図 60 引張性質およびシャルピー衝撃値におよぼす焼もどし温度の影響（SKT4）

引張強さは焼もどし温度が 400℃以下では油冷の場合の方が高いが，450～550℃では半冷 30 min の場合の方が高くなる。

550℃を越える温度域では油冷の場合の方がやや高い。

焼もどし温度450℃付近までは直線的に急激に引張強さは減少し，これを越える温度域でなだらかに減少し，二次硬化は示さない。

600℃を越える温度でやや引張強さの低下が大きくなる。

0.2％耐力は半冷 30 min の場合，焼もどし温度200℃以下では油冷の場合より明らかに低いが，400℃では半冷 30 min の場合の耐力値が上昇し，油冷の場合より高くなり，550℃で同等となり，これを越える温度域では油冷の場合より高くなり，550℃で同等となり，これを越える温度域では油冷の場合より低くなる。

均一伸びは焼もどし温度400℃以下では半冷 30 min の場合の方が高く，一方全伸びは 400℃以下で逆に油冷の場合の方が高いが，これを越える温度では油冷，半冷 30 min の場合で大差ない。

両伸びとも 400℃を越える温度域でなだらかに上昇する。

シャルピー衝撃値は焼もどし温度200℃で上昇し，200℃から550℃まではほぼ横ばいに近く，600℃以上で衝撃値の上昇の割合が大きくなる。

焼入ままでは半冷 30 min の場合の方がやや高いが，全般的に大きな差はなく，550～625℃でやや油冷の場合の方が高い。

また，炭化物の析出にともなうシャルピー衝撃値の低下はみられない。

(7) 試験温度と引張性質，シャルピー衝撃値の関係

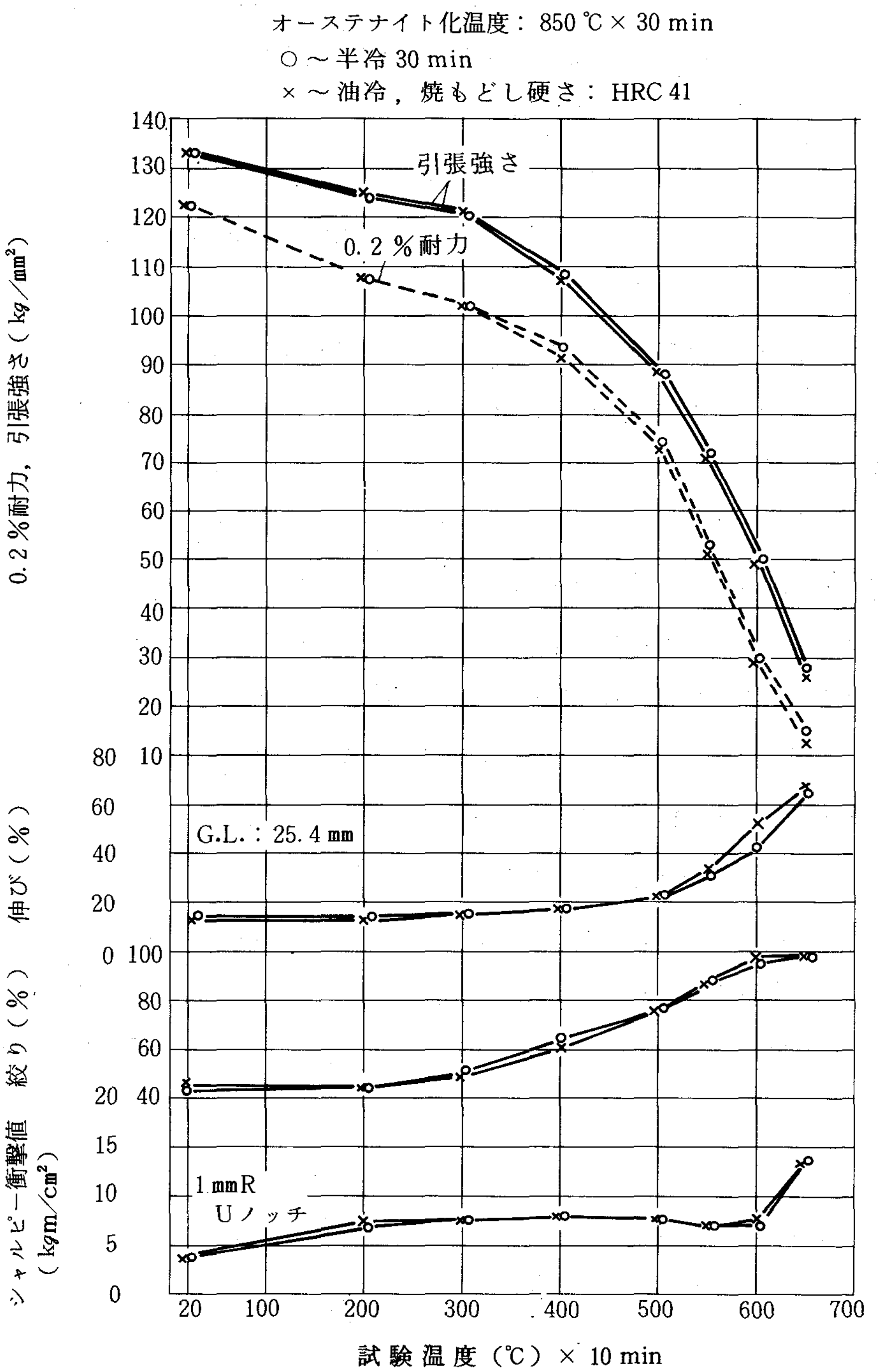
油冷および半冷 30 min で焼入後HRC 41に焼もどしたのち，20℃から650℃までの各種試験温度における引張性質，シャルピー衝撃値を測定した結果を図61に示す。

引張強さは油冷，半冷 30 min でほとんど差がなく，試験温度が300℃までになだらかに減少し，続いて500℃にかけてやや急激に減少し，さらに650℃にかけて一層急激に減少する。

0.2％耐力は 300℃以上で僅かに半冷 30 min の場合の方が高いがほとんど差はない。

伸びは油冷，半冷 30 min でほとんど差がなく，500℃までは漸増し，500℃を越える温度域で急増する。

シャルピー衝撃値は 300℃以下で油冷の場合の方が僅かに高いが，これを越える温度域では油冷，半冷 30 min でほとんど差がなく，500℃まで漸増し，500～600℃間でほぼ横ばいののち，650℃で急増する。



（試験片平行部径：6.35 mm
歪 み 速 度：2.0 mm／min（クロスヘッド））

図 61　引張性質，シャルピー衝撃値におよぼす試験温度の影響（SKT4）

2.6.3　考　　察

(1)　焼入冷却速度による焼入組織および焼もどし時の炭化物析出，凝集形態の変化

(a)　本鋼の焼入冷却速度による組織変化の特徴は，油冷～半冷 30 min の実用焼入冷却速度でマルテンサイトから下部ベイナイト主体の組織に変化し，既述の一般熱間工具鋼にみられるよう

なベイナイト粒内に炭化物の析出をともなわない安定な残留オーステナイトをともなった上部ベイナイトを生じないこと，また，半冷 45～60 min で生じる上部ベイナイトの場合にも粒内に炭化物の析出をともなうことにある。

(b) 下部ベイナイトの場合，粒内に微細炭化物を生じているため，焼もどし時この微細炭化物が析出の場所となり，旧オーステナイト粒界への優先析出の傾向は小さく，マルテンサイトの場合より僅かに大きい程度である。

この結果，密に分布するマルテンサイトラス境界が析出の場所として作用するマルテンサイト焼もどしの場合に対比して炭化物の析出分布はややむらがあり，また炭化物の凝集が相対的に低温側ですすむが，際立った変化はみられない。

なお，下部ベイナイト粒境界は析出の場所として主要な作用は果たさないようである。

(c) 本鋼の場合上部ベイナイトの場合にもベイナイト粒内に炭化物を生じており，この炭化物の大きさは下部ベイナイトの場合よりも大きく，分布もやや不均一である。

このため焼もどしにおける炭化物の析出分布のむらは下部ベイナイト焼もどしの場合よりやや大きく，ベイナイト粒内に生じている炭化物分布との関係において，旧オーステナイト粒内部での炭化物の凝集が優先して進む。

また，析出炭化物の凝集も一層低温側で進む。

(d) 炭化物反応に関し，一般の熱間工具鋼におけるように 500℃以上の焼もどし温度での二次硬化をもたらす微細炭化物M_2C，MCの析出は生じない。

以上の組織的特徴は，焼入冷却速度の低下による靱性などの特性の変化が，半冷 30 min までは小さくこれより遅い冷却速度ではその変化の程度が増加するが大きな変化を生じないことを示し，また，MC，M_2Cの析出をともなう一般の熱間工具鋼に対し，高温強度上では不利な効果を，逆に靱性，延性面では有利な効果をもたらしていると考えられる。

(2) 焼入冷却速度による焼もどし後の靱性の変化

図 59 に示したようにK_{IC}は油冷の場合に対比して半冷 15 min ではごく僅かの変化しか示さず，半冷 30 min の下部ベイナイト主体の組織の場合，若干の減少がみとめられるのみで，上部ベイナイトが増加ないし主体となる半冷 45～60 min で減少の度合いがやや大きくなることがみとめられる。

また図 59 の衝撃遷移特性においても，油冷の場合に対し半冷 30 min の場合の 50％脆性破面遷移温度の上昇や上部棚エネルギー値の減少の程度は僅かである。

上記の靱性挙動に対応するミクロ組織因子については，油冷から半冷 30 min への冷却速度の低下による靱性の変化は，写真 36，37 での 500～600℃焼もどし組織にみられるように，油冷

の場合に対し，旧オーステナイト粒界への優先析出傾向および析出炭化物の分布むらがやや増加するが大きな差異を生じないことなどに対応するものと考えられる。

これは，本鋼の場合基本的には焼入硬化型鋼で，焼もどし時の温度上昇にともない漸次炭化物の析出，凝集が単純に進むもので，2.6.2－(2)に記述のように，半冷30 minの冷却による下部ベイナイトの場合，粒内に微細炭化物M_3Cの析出を生じているため，これが焼もどし時炭化物の析出の場所となり，旧オーステナイト粒界への優先析出の傾向や粒内での析出むらを抑制する効果をもたらし，マルテンサイト焼もどしの場合に対し，大きな差異を生じなかったためと推察される。

また，半冷45 minないしこれより遅い冷却での塊状上部ベイナイトの増加にともない靱性の減少がやや大きくなったのは，2.6.2－(2)に記述したように，旧オーステナイト粒内部を主体に炭化物の凝集がすすみ，炭化物の分布むらが相対的にやや増加するためと推察される。

上記炭化物の挙動およびMC，M_2C等の極微細析出炭化物の析出を生じないことは，高靱性鋼としての本鋼の特徴を形成する重要なミクロ組織的要因と考えられる。

写真39に示したように，本鋼の場合の延性温度域におけるデインプルの径は，SKD61の場合と同程度で3Cr－W－Mo－V－Co析出硬化型鋼や3Ni－3Mo鋼の場合（写真14）よりも小さく，衝撃値も相対的に低い。

この延性破面温度域においてデインプルをさらに発達させ，衝撃値をさらに高めるための方策としては，本鋼の焼もどし（HRC41など）組織における炭化物の量を，他の特性たとえば耐焼付性などに配慮しつつ減じることがその一つである。

なお，本鋼の場合，焼入冷却速度の低下にともない破壊靱性値，シャルピー衝撃値は減少の傾向を示すのに対し，耐疲労クラック進展性はほとんど差がないかやや大きくなる結果を示した。これについては半冷30 minの場合，析出炭化物の分布のむらが相対的に大きく，炭化物の分布密度の低い部分が混在し，これが耐力を低くし，有効応力拡大係数の減少をまねいたことが考えられる。

(3) 焼もどし温度による引張性質の変化

400℃までの焼もどし温度の上昇に対する引張強さの急激な低下はM_3Cの析出に対応しており，Cの固溶強化を主体とした強化作用の減少によるものと思われる。[77)]

550℃を越える焼もどし温度での0.2％耐力，引張強さのやや急激な低下は一般熱間工具鋼におけるようなM_2C，MC等特殊炭化物の形成が行なわれないため，M_3Cの再固溶を生ぜず，M_3Cおよび$M_{23}C_6$の凝集と粒状化が一段とすすむことに対応しており，固溶強化，分散強化の減少や転位密度の減少によるものと思われる。

半冷30 minの場合の方が強さの低下がやや大きいのは炭化物の凝集が相対的に大きくすすむ

ためと推察される。

半冷 30 min の場合の 450～550℃焼もどしでの引張強さおよび 400～500℃焼もどしでの耐力値が油冷の場合よりやや高くなるのは，半冷 30 min の場合の方が焼入時の残留オーステナイト量が多く，200～300℃焼もどしで分解を完了するが，この部分での軟化が相対的に遅れるためと考えられる。

シャルピー衝撃値は焼もどし温度200℃から550℃までは横ばい傾向を示している。これは強度低下による延性向上の効果と炭化物の析出分布による延性低下効果との総合効果によるものであろう。

以上，本鋼の場合焼もどし温度の上昇にともない，550℃を越える温度域で半冷 30 min の場合の強さの低下が相対的にやや大きいことがみとめられるが，引張性質，衝撃値におよぼす焼入冷却速度の影響は小さく，これは焼もどしにおけるミクロ組織挙動に大きな差を生じないことに対応している。

(4) 試験温度と引張性質，衝撃値の関係

本鋼の高温引張強さと特殊炭化物の析出による強化をともなう熱間工具鋼のそれとを対比した結果を図 62 に示す。

たとえばSKD61 のそれと対比してみると同一熱処理硬さ（HRC41）では，300℃ までは強さは同等とみられ，400℃では本鋼の場合 200℃における強さの 81％に低下し，SKD61の 場合（20℃の場合の 84％）よりも強さの低下の度合が大きくなり，550℃以上ではとくに差が大きくなる。

たとえば 650℃での引張強さは 20℃の場合のそれに対し，本鋼：20％，SKD61：37％ である。

一方，0.2％耐力は 200℃以下では本鋼の場合の方が高いが，300℃では同一となり，500℃を越える温度域では SKD61 の場合より低くなり，550℃以上では本鋼の場合の方が耐力比の低下も大きく，SKD61 との差が大きくなる。

20℃での引張強さに対し，550℃では本鋼：39％，SKD61：49％ である。

既述の極微細な MC，M_2C の析出をともなう一般熱間工具鋼における研究結果において同一熱処理硬さの場合，引張強さは 400℃以下において，また 0.2％耐力は 350℃以下において鋼種，ミクロ組織による差異はみとめられないことを確認したが，MC，M_2C 等の析出をともなわない本鋼の場合も上記一般熱間工具鋼の場合と対比してその限界温度が引張強さでは 350℃，0.2％耐力では 400℃で，若干の差はあるがほぼ同様の傾向を示すことがみとめられた。

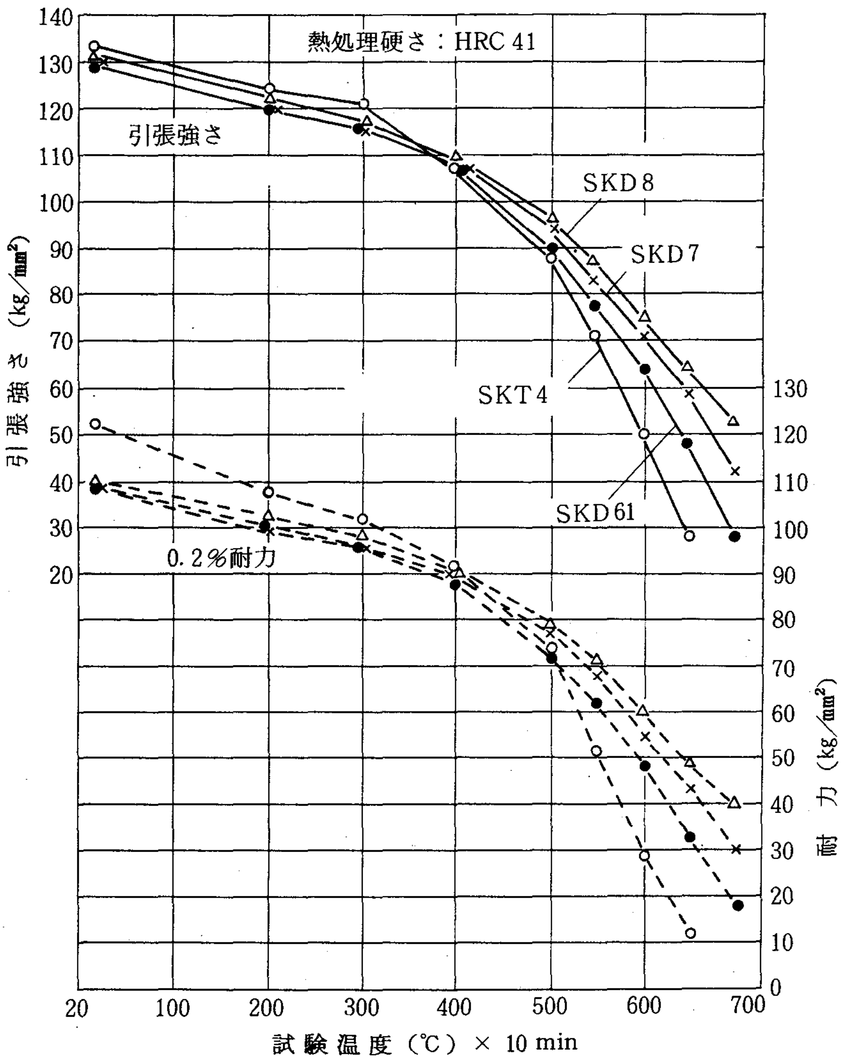


図 62　各種熱間工具鋼の試験温度と 0.2％耐力，引張強さの関係の対比（HRC 41）

以上本鋼の高温強度は 500〜550℃以上では M_2C，MC の析出をともなう一般熱間工具鋼の場合より低く，厳密には 300〜400℃以上で差を生じる。

なお，伸び，絞りに関しては，焼入冷却速度の影響は小さく，既述の一般熱間工具鋼に対比して強度低下にともない延性の急激な上昇をまねく温度が 550℃と低温側にずれるほかとくに大きな差異はみとめられなかった。また，高温衝撃値についても焼入冷却速度による変化の小さいことがみとめられるが，温度に対する挙動に関し，とくに既述の熱間工具鋼の場合と変わった点はみられなかった。

本鋼における炭化物析出挙動は基本的には SKD 61 など既述の熱間工具鋼の場合よりもすぐれた靱性特性を有していると考えられる。

本実験結果において伸び，絞り，衝撃値の水準が SKD 61 のそれと大差なかったのは素材寸法

が本鋼の場合の方がとくに大きいことが関係していると考えられる。

2.6.4　結　　　言

0.55C－1.7Ni－1.2Cr－0.35Mo－0.15V鋼 SKT4 の高温強度，靱性におよぼすミクロ組織の影響について研究し下記の結果を得た。

(1)　靱性については，標準的焼もどし硬さHRC41に焼もどし後の平面歪み破壊靱性値K_{IC}，シャルピー衝撃値は油冷から半冷 30 min への焼入冷却速度の低下にともなって漸減するが，その変化は小さい。半冷 45 min およびこれより遅い冷却速度で減少の度合はやや大きくなるが大幅な減少はみられない。

疲労クラック進展速度はやや小さくなるが明確な変化を示さない。

(2)　高温強度特性については，油冷から半冷 30 min への焼入冷却速度の低下にともない，常温の引張強さは 550℃を越える高い焼もどし温度域で半冷 30 min の場合の方がやや低く，また，HRC41に焼もどし後の高温強度はほとんど変化しない。また，伸び，絞りは両者の場合とも大きな変化を示さない。

(3)　上記の挙動をミクロ組織的にみれば，(1)については半冷 30 min の冷却では下部ベイナイト主体の焼入組織となるが，下部ベイナイトの場合，ベイナイト粒内に微細炭化物が生じているため，これらが焼もどし時炭化物析出の場所となり，焼もどし時の旧オーステナイト粒界への炭化物の優先析出を抑制し，ミクロ組織的に大きな変化を生ぜず，このためK_{IC}値等の大きな低下を生じないこと，また半冷 45 min ないしこれを越える冷却速度域で上部ベイナイトを生成するが，上部ベイナイト粒内にも炭化物が析出しており，これが焼もどし時の炭化物析出，凝集の場所となり，旧オーステナイト粒界への炭化物の優先析出を生じないが，一方，ベイナイト粒内の炭化物の析出分布にややむらがあり，これがK_{IC}の低下をやや大きくすることを明らかにした。

また，MC，M_2Cの析出をともなう一般の熱間工具鋼の場合，焼入冷却速度の変化にともない，焼もどし時のMC，M_2Cの析出形態に変化をまねき，これが靱性に影響を与えるが，本鋼の場合MC，M_2C等の析出を生じないことにより，この面でのミクロ組織的変化が生じなかったこともK_{IC}の変化が小さい一因であることを示した。

一方，(2)については，550℃を越える焼もどしの場合の常温引張強さが半冷 30 min の場合の方が低いのは析出炭化物の凝集がすすみやすいためであり，また高温強度は析出炭化物のむらが大きく，昇温にともなう凝集がすすみやすい半冷 30 min の場合の方が 400℃以上では低いと考えられるが，結果的にその差が小さく測定値の差としてあらわれなかったものとの判断を示した。

以上，本鋼における炭化物の析出挙動より基本的にSKD61など一般の熱間工具鋼の場合よりすぐれた靱性と焼入冷却速度による靱性および高温強度の変化が小さい特性を備えている。

これは一般的に型寸法の大きいものが多く，予備調質状態で供給され，型彫加工したのち使用され，かつハンマー鍛造型を主体に割れが問題となる型用途に使用される本鋼において型寸法の変化や型内外における靱性や強さの変化を小さく保つ点で重要な意味を持つと判断される。

本系鋼における今後の性能向上策としては，靱性面では耐摩耗性，耐焼付性に配慮しつつ分布する炭化物量の低減による靱性の向上効果の検討，また500～550℃以下の高温強度については炭化物の凝集に対する抵抗性の改善および靱性改善の効果を初期硬さの引上げに結び付けた高温強度の向上を併せ実現して行くこと，などが重要と考えられる。

以上，本章の研究結果より，靱性および高温強度を構成する共通のミクロ組織因子を下記のように総括的に明らかにすることができた。

(1) 靱性を構成するミクロ組織因子

(i) 靱性を左右するミクロ組織因子は，

(a)マルテンサイトラスやベイナイト粒の幅，長さや有効結晶粒径など組織単位の大きさ，(b)焼もどし時の旧オーステナイト粒界など組織境界への優先的な炭化物析出の程度，(c)極微細析出炭化物の分布密度，(d)残留炭化物の量，粒径，(e)安定な残留オーステナイトの量（析出硬化型鋼），に集約されること，

ミクロ組織単位の大きさが小さく，旧オーステナイト結晶粒その他の組織の境界に沿う炭化物の析出が少なく，極微細析出炭化物の分布密度が低く，残留炭化物の量が少なく粒径が小さいミクロ組織状態のものが高い靱性を示すこと，を明らかにした。

(ii) 焼入冷却速度の低下により靱性が減少するのは，上部ベイナイト組織の生成量の増大や形態が変化し，上記(a)～(c)の要因の水準が不利な方向に変化するためであり，とくに塊状上部ベイナイト組織の生成の場合に靱性の減少が大きくすすむことを明らかにした。

(iii) 上部ベイナイト化にともなう旧オーステナイト粒界への炭化物の優先析出傾向の増大や基地中への極微細析出炭化物の分布密度の増大の原因を下記のように明らかにした。すなわち，上部ベイナイト化によるベイナイト部のCの過飽和度の減少と，これにともなう残留オーステナイト中のC量の増加による残留オーステナイトの安定化により，500℃以下の焼もどしでM_3Cの析出を生ぜず，このため500℃を越える温度での焼もどしでその場核生成によるM_3CからM_7C_3への変態が抑制され，分離核生成による基地中へのM_2C，MCなど極微細炭化物の析出量が増加する。また，マルテンサイトラス幅に対して上部ベイナイトの粒幅が大きく，析出の場所（site）としてのベイナイト粒境界の分布密度が低いため旧オーステナイト粒界への優先析出の傾向が増大する。

(iv) 靱性に不利な上部ベイナイト組織を基本とし，析出硬化開始温度以下の400℃前後で焼もどしされる析出硬化型鋼の靱性には安定な残留オーステナイトの寄与が大きく，これの活用が重要であることを明らかにした。

(v) 鋼種による靱性の水準の差のミクロ組織上の主因子は極微細析出炭化物の分布密度と残留炭化物の面積率，大きさ，にあることを明らかにし，合金組成と関連づけてその根拠を明らかにした。

(2) 高温強度を構成するミクロ組織因子

(i) 高温強度は極微細析出炭化物の分布密度が高く，かつ高温への昇温時炭化物の凝集がすすみにくい組織状態のものが高いが，400℃以下では鋼種や強化の機構にかかわらず初期硬さによって決まることを明らかにした。

(ii) 鋼種による高温強度の差を形成する上記ミクロ組織因子の挙動を合金組成と関連づけて明らかにし，また上部ベイナイト化により昇温時の極微細析出炭化物の凝集がすすみにくくなり，高温強度向上の傾向を示すが，これは(1)に記したように極微細炭化物の析出量の増加，析出，凝集の場所としてのベイナイト粒境界の分布密度がマルテンサイトラス境界のそれよりも低いことによることを示した。

(iii) 高温への昇温時の炭化物の凝集の防止には凝集のすすみやすいM_7C_3，$M_{23}C_6$などCr系炭化物の生成量を靱性とのバランスに配慮しつつ低めに抑制することが重要であることを示した。

(iv) 上部ベイナイト組織を基本とする析出硬化型鋼の場合，塊状上部ベイナイト化による高温強度の向上と，これにともなう安定な残留オーステナイトの靱性改善効果を活用することにより高温強度と靱性とを兼備させ得ることを明らかにした。

上記(1)，(2)の結果により，ミクロ組織の制御を基本として，顧客からの新たな要求に対応して高性能工具鋼の開発や特性を高度に発揮させるための熱処理条件の決定を的確にすすめることが可能となった。

第3章　高性能熱間工具鋼の開発

3.1　3Cr－W－Mo－V－Co高耐摩耗性析出硬化型鋼

3.1.1　開発の指針

3Ni－3Mo鋼より耐摩耗寿命のすぐれた型材開発のためには，(a)ヒートクラックの発生を抑制し，かつヒートクラック部を主体とした塑性流動による損耗を抑えるため高温強度をさらに上げること，および，(b)型面のA_1変態点以上への昇温をともなった塑性流動層低減のためにA_1変態点の引上げが必要であり，かつ，(c)靱性は3Ni－3Mo鋼のそれに準ずるものでなければならない。改善すべき高温強度，A_1変態点，維持すべき靱性等に関する検討対象項目とその内容を表17のようにまとめた。

表17　3Ni－3Mo鋼に対する高温強度，耐摩耗性改善材開発の基本的考え方のまとめ

特　　性	対　象　事　項	改　善（維　持）内　容
高温強度 （改　善）	(1)　焼入－400℃焼もどし硬さ（引上げ） (2)　650℃焼もどし軟化抵抗 (3)　650℃高温強度 （改善）	HB 363 ～ 375 →HB 401 ～ 388 (2), (3) (i)　M_2C単独析出→M_2C，MC複合 強化　　　　析出強化 (ii)　Mo_2C→$(Mo, W)_2C$
靱　　性 （維　持）	(1)　焼入－400℃焼もどし基地組織 (2)　残留炭化物量，大きさ (3)　析出炭化物（>500℃）の密度，分布 (4)　基地組成	(1)　15％前後の残留オーステナイトをともなった塊状上部ベイナイト (2)　面積率1％前後，平均粒径0.3μmを目途 (3)(i)M_2C，MCの過度の高密度化を避ける※ (ii)旧オーステナイト粒界への優先析出傾向を極力抑制※ (4)　Ni添加による基地の本質的靱性の向上効果を活用
A_1変態点 （改　善）	――――――	726℃ ⟶ 800℃前後を目標
酸化被膜特性 （改　善）	(1)　生成の容易さ (2)　固着性	(1)　3Ni－3Mo鋼なみを目途 (2)　母材－酸化被膜界面のミクロ形態を改善（入り組みを持たせる）

※ Cr添加により若干のその場核生成によるM_3C→M_3C_7変態を生じさせ，過度の高密度化，粒界析出の増加を防ぐ

(i) 高温強度を付与するために基地中に析出させる微細炭化物については，炭化物形成元素としてMo 単独添加の場合，析出したM_2Cが650℃以上への昇温により大きく成長する点に問題があることが3Ni－3Mo 鋼に関する研究により確認された。したがって改善の方向としては，MC，M_2Cの複合析出を狙い，MC 自体の成長速度が小さいことおよびV添加によるM_2Cの成長の抑制，またM_2C形成の主要元素としてMo 以外にWを添加し，この面からもM_2Cの成長を抑えることとした。

また，高温への昇温によるMC，M_2Cの旧オーステナイト粒界への析出を極力抑えるためCr添加によるその場核生成での$M_3C \rightarrow M_7C_3$変態[78]を少量許容することとした。

(ii) 焼入性付与元素としてNi に代えてCr を使用し，A_1変態点を引上げ，ベイナイト焼入硬さを高め[79]，また400℃焼もどしにおける硬さ低下を抑制[80]することとした。

(iii) 残留炭化物量は耐摩耗性，耐焼付性の点で重要であるが，残留炭化物量の過度の増大は靭性の減少および析出炭化物の昇温における凝集の促進をまねくので3Ni－3Mo 鋼なみの量（面積率1％前後）[81]を確保することとした。

目標とする析出炭化物の析出形態および分布を図63のように設定した。

(iv) Ni は残留オーステナイトの安定化，基地の本質的な靭性改善[82]の点より必要な最小量を確認し，添加することとした。

以下，まず改善成分検討のためのベース成分を決定し，さらに目標とする焼入硬さ，高温強度，炭化物反応，靭性を得るための成分の組合せを検討した。以下その骨子のみを記述する。

3.1.2 基礎実験結果

(1) 改善材組成の検討

(a) 基本成分の決定

RAYNORはMo，V共同添加の0.17C－2.5Mo－0.5V鋼の焼もどし軟化抵抗がMo 単独添加の0.18C－3.6Mo鋼やV単独添加の0.18C－2V鋼のそれよりも高いことを示している。[83]

これを参考に，まず0.2C－0.8Ni－2.7Mo－0.5V成分系での焼入硬さにおよぼすCr のの影響を調べ，詳細な検討のためのベース成分を決定することとした。

以下一連の実験は10㎏鋼塊を溶製し，これを17㎜×17㎜に鍛伸し，850℃で焼なまし後実験に供した。オーステナイト化温度は980℃（一部V，Mo(W)量の高いもののみ1,000～1,010℃），焼入冷却速度は半冷60 min である。焼入硬さにおよぼすCr の影響を図64に示す。目標硬さHB401～388（HRC 43.1～41.8）を狙って，Cr 量を2.8％と設定し，ベース成分を0.2C－0.8Ni－2.8Cr－2.7Mo－0.5Vと設定した。

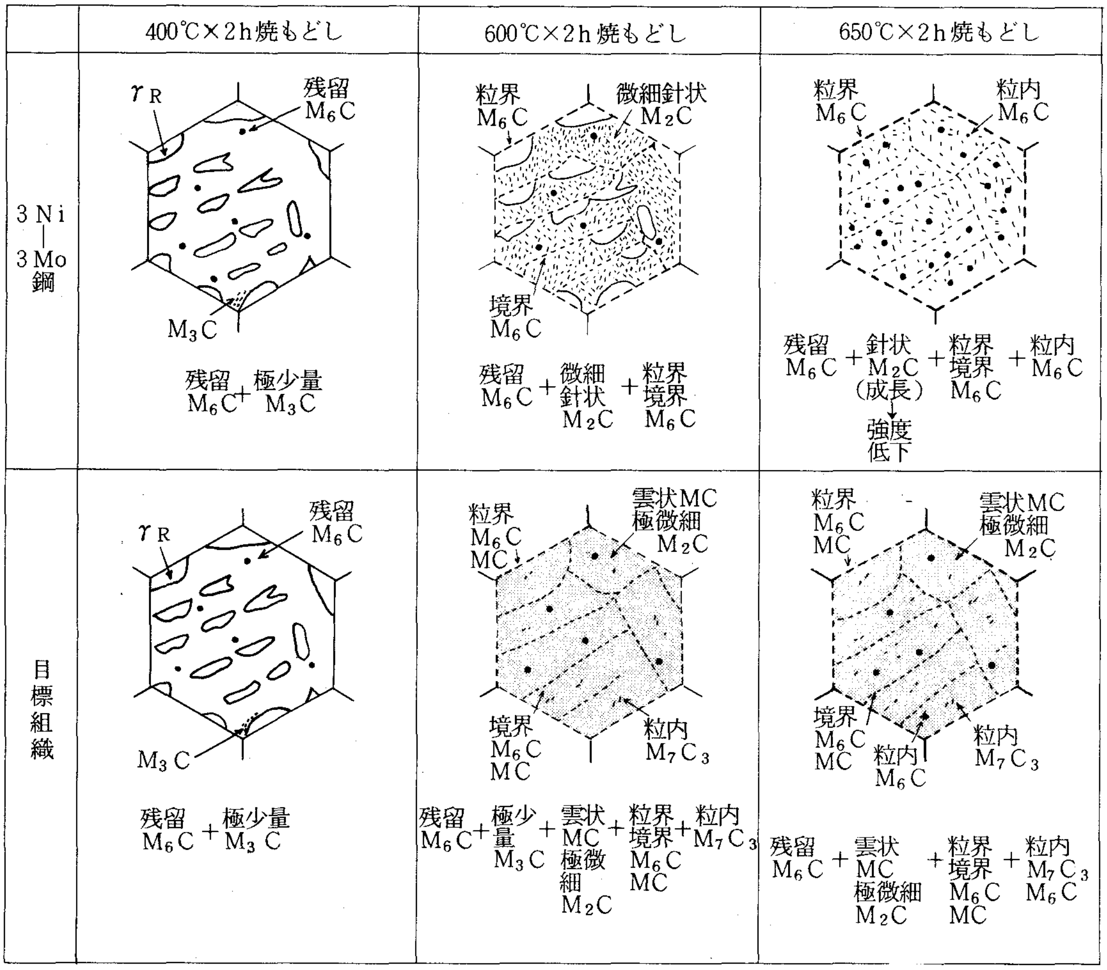


図 63.　3Ni － 3Mo 鋼に対する高温強度特性改善材としての目標組織

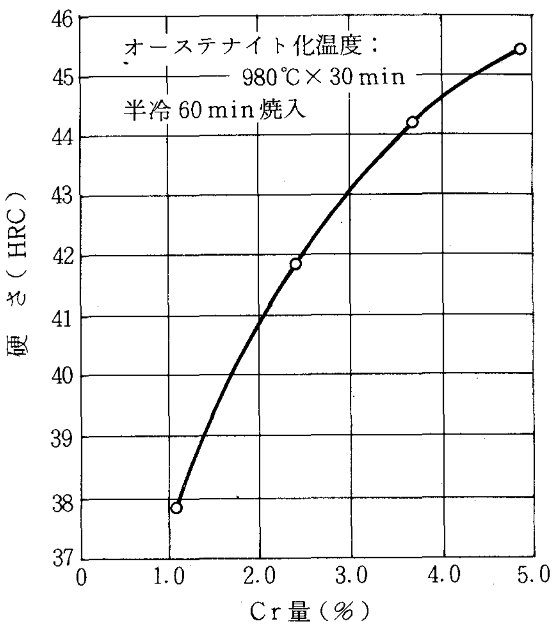


図 64　焼入硬さにおよぼす Cr の影響
（0.2C－0.8Ni－Cr－2.7Mo－0.5 V ベース）

(b)　高温強度におよぼす V，Mo 当量，Cr Co の影響

(i)　ベース成分 0.2 C－0.8 Ni－2.8 Cr－2.7 Mo－V における高温強度特性および析出炭化物の種類におよぼす V の影響を調査した。

高温強度特性としては 980 ℃焼入－400 ℃焼もどし後 650，700 ℃の高温引張強さ，700 ℃，15 kg/mm^2 でのクリープ破断時間の測定を行ない，また焼もどしにおける析出最高硬さ，650，

700℃×1h焼もどしの場合の硬さを測定した。

その結果を図65に示す。高温強度特性はV 0.3～0.5％付近でもっともすぐれた値を示す。さらに700℃×2h焼もどした後の析出炭化物の形態を抽出レプリカ電顕法により観察した。その結果を写真40に示す。0.34V，0.54VではM_2C（針状）およびMC（雲状）[84]，0.7VではMC（雲状）単独であることが電顕観察および電子線回折の結果により確認される。

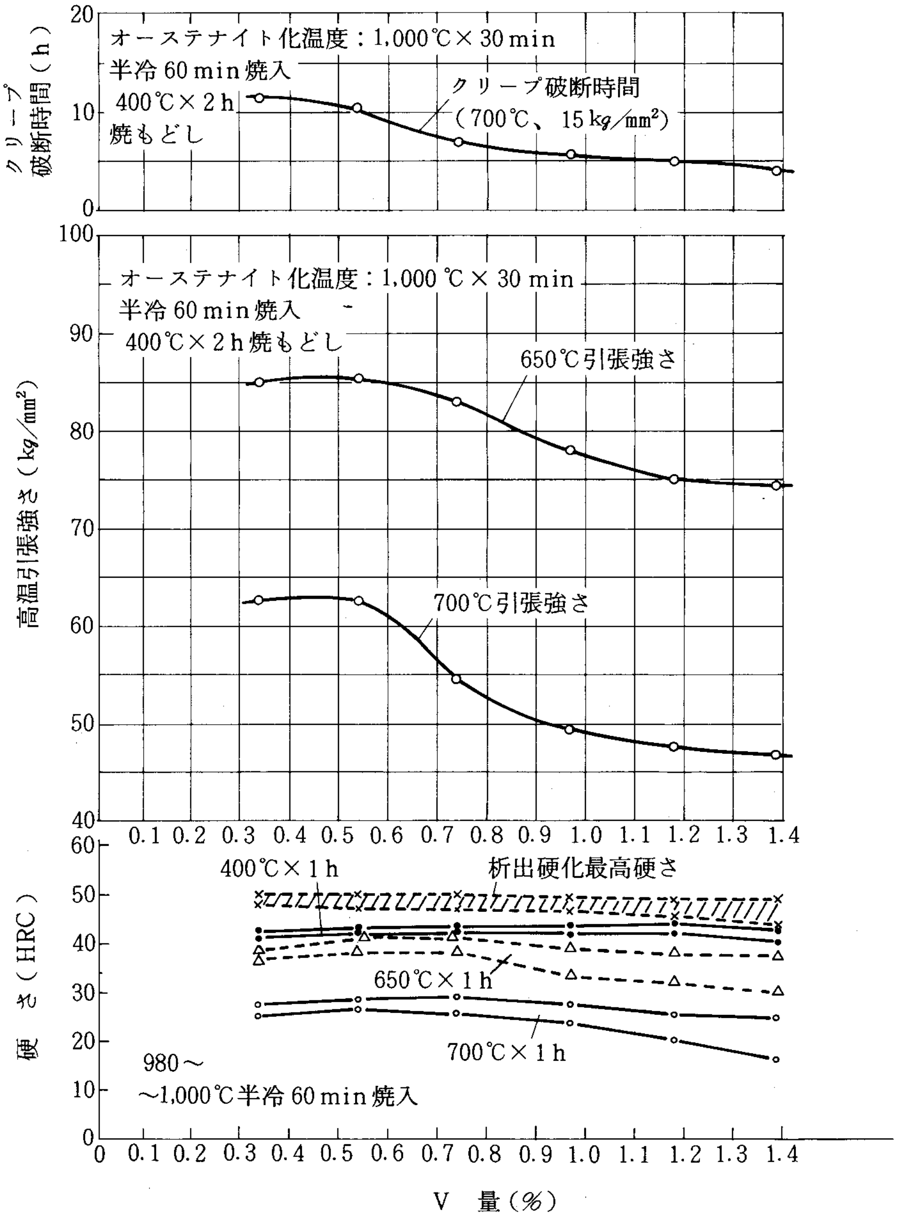


図65. 高温強度，焼もどし硬さ，析出硬化硬さにおよぼすVの影響
（0.2C－0.8Ni－2.8Cr－2.7Mo－Vベース）

以上の結果より，V添加量は0.3～0.5％前後とすることが目標とする高温強度の改善，析出炭化物の形態より適当と結論される。

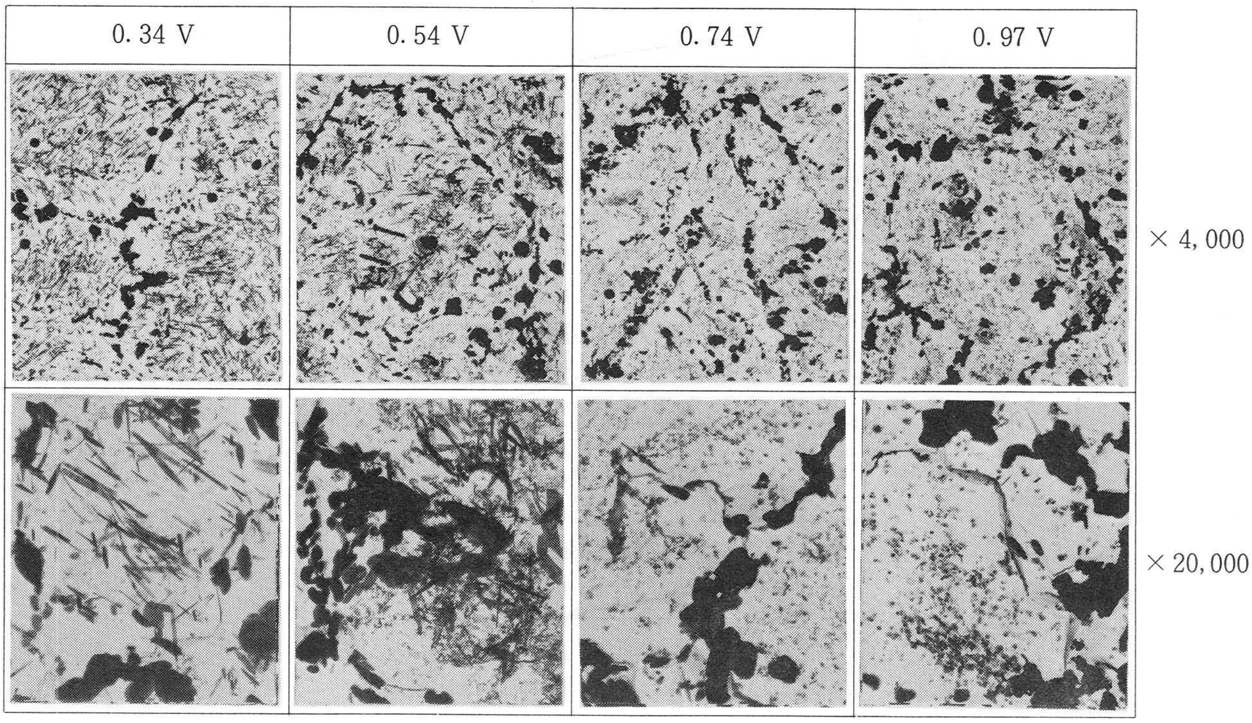


写真40　炭化物析出凝集挙動におよぼすVの影響
1,000℃半冷 60min 焼入→700℃×2h 焼もどし（抽出レプリカ電顕像）
（0.2C－0.8Ni－2.8Cr－2.7Mo－Vベース）

つぎに，

(ii) 0.2C－0.8Ni－Cr－2.7Mo－0.4V成分系における高温強度におよぼすCr量の影響を調査した。その結果を図66に示す。

Cr量を3.6％に高めると650℃の引張強さは大差ないが700℃での引張強さ，クリープ破断強度はやや増加する。ミクロ観察より700℃×2h焼もどしにおいてCr量が2.8％から3.6％に増加すると粒内での小粒状のCr系炭化物（M_7C_3）の量が若干増加し，微細析出炭化物の分布密度がやや減少することが確認される。

Crは焼入硬さ，高温強度のバランスの点より2.8％前後が適当と判断される。

つぎに，

(iii) 上記と同一成分系においてMo量を1.15～2.85％に変化させた場合の高温強度を測定した結果を図67に示す。

700℃までの引張強さはMo 2.30％前後で最大を示し，650℃の引張強さはこれよりやや高Mo側で最大を示す傾向がみられる。また，700℃×2hの焼もどしにおける炭化物の析出，凝集挙動を抽

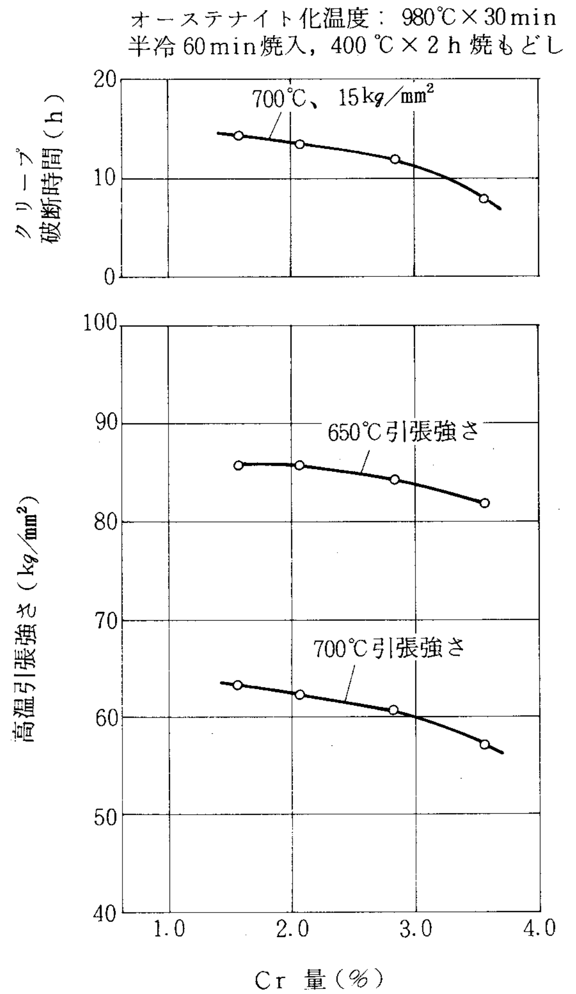


図66　高温強度におよぼすCr量の影響
（0.2C－0.8Ni－Cr－2.7Mo－0.4Vベース）

出レプリカ電顕により観察した結果を写真41に示す。

Mo量が2.30%から2.85%に増加すると残留炭化物量が増加するとともに650～700℃での炭化物の旧オーステナイト粒界への析出がやや増加し，また残留炭化物が析出炭化物の凝集の核となるため，強化に寄与する析出炭化物の分布密度はやや減少する。

一方，Mo量を2.30%から1.15%に減少させると，残留炭化物量の減少と650，700℃焼もどしでの析出炭化物の分布密度の減少がみとめられる。高温強度の点よりMo添加量としては2.30%前後が適当と判断される。

つぎに，同じ成分系について，Mo→W置換の影響を確認するため2.7Mo，2.2Moおよび0.6W－1.9Mo（Mo当量2.2）の試料につき，700℃の引張強さおよび焼もどしにおける析出最高硬さを測定した結果を図68に示す。また，600℃での長時間焼もどしにおける硬さの変化を3Ni－3Mo鋼と対比した結果を図69に示す。

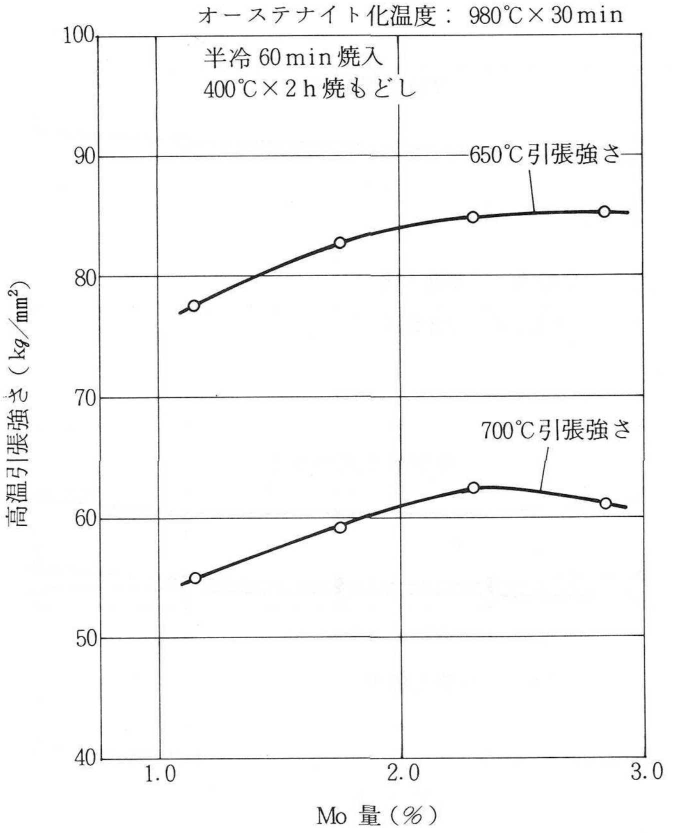
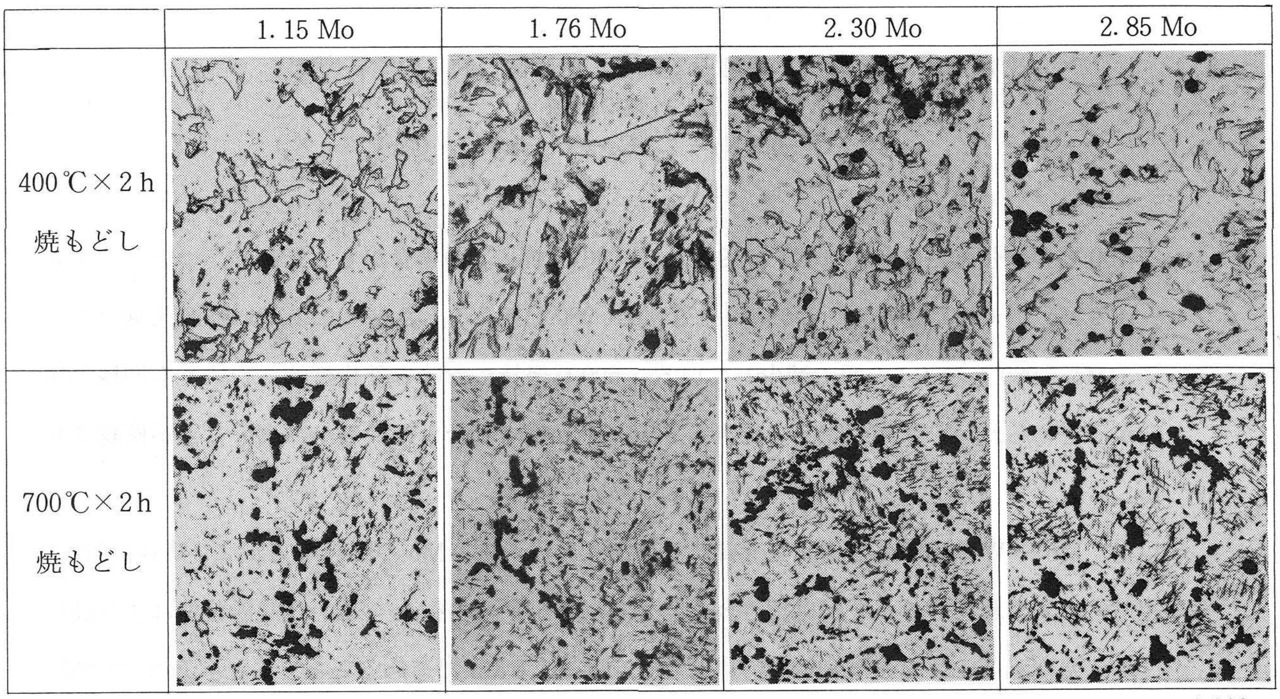


図 67　高温強度におよぼすMo 量の影響
（0.2 C－0.8 Ni－2.8 Cr－Mo－0.4 Vベース）



×4,000

写真 41　炭化物析出凝出挙動におよぼすMo の影響
980 ℃半冷 60min 焼入後，焼もどし（抽出レプリカ電顕像）
（0.2 C－0.8 Ni－2.8 Cr－Mo－0.4 Vベース）

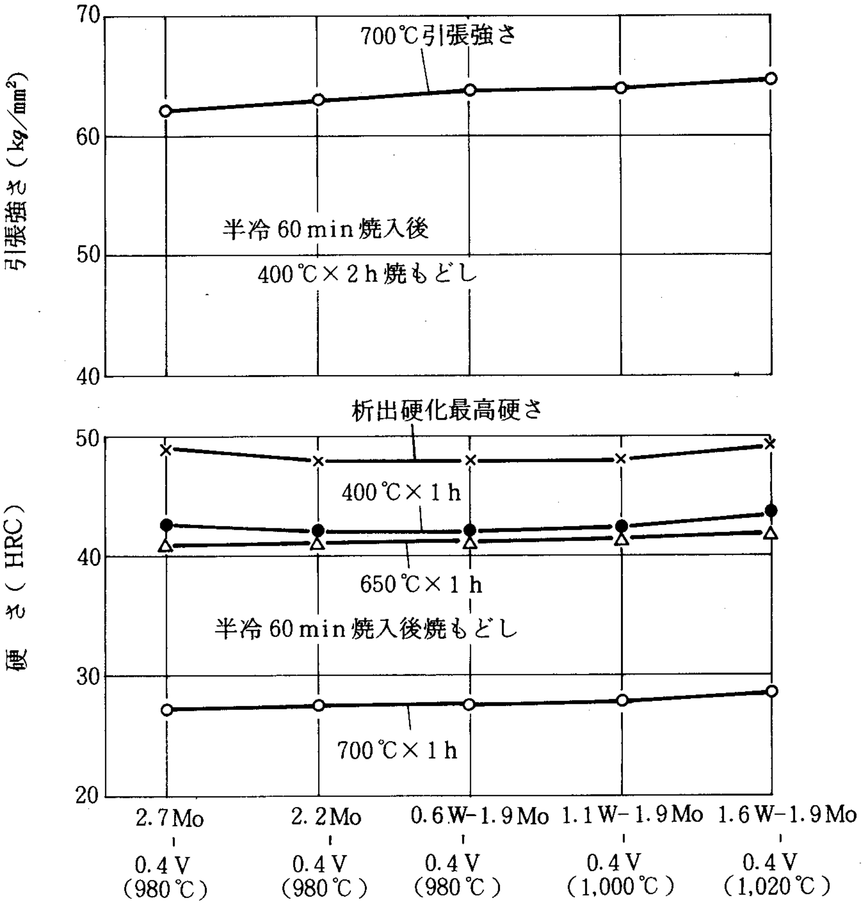


図68　高温強度，焼もどし硬さ，析出硬化硬さにおよぼす
Mo→W置換，Mo当量の影響
（0.2C－0.8Ni－2.8Cr－（Mo，W）－0.4Vベース）

700℃の引張強さは，1.6W－1.9Mo（1,020℃焼入）の場合がもっと高く，ついで1.1W－1.9Mo（1,000℃焼入），0.6W－1.9Mo（980℃焼入），さらに2.2Mo（980℃焼入），2.7Mo（980℃焼入）の順で減少している。600℃保持における軟化抵抗についても同様の傾向がみとめられ，いずれの試料の場合も3Ni−3Mo鋼の場合より明らかに高いことが確認される。

以上，Mo→W置換は高温強度の改善に有効で0.6W－1.9Moの場合の方が2.2Moの場合より相対的にすぐれていることが確認される。1.1～1.6W－1.9Moの場合は高温強度はより高いが，焼入温度が低いことの有利性を考慮して0.6W－1.9Moで進めることとした。3Ni－3Mo鋼と高温強度を対比すれば，700℃の引張強さは改善成分：60 kg/mm²，3Ni－Mo鋼：38 kg/mm²で明らかな改善効果がみとめられ，700℃でクリープ破断時間（15 kg/mm²）も図15を参照して3Ni−

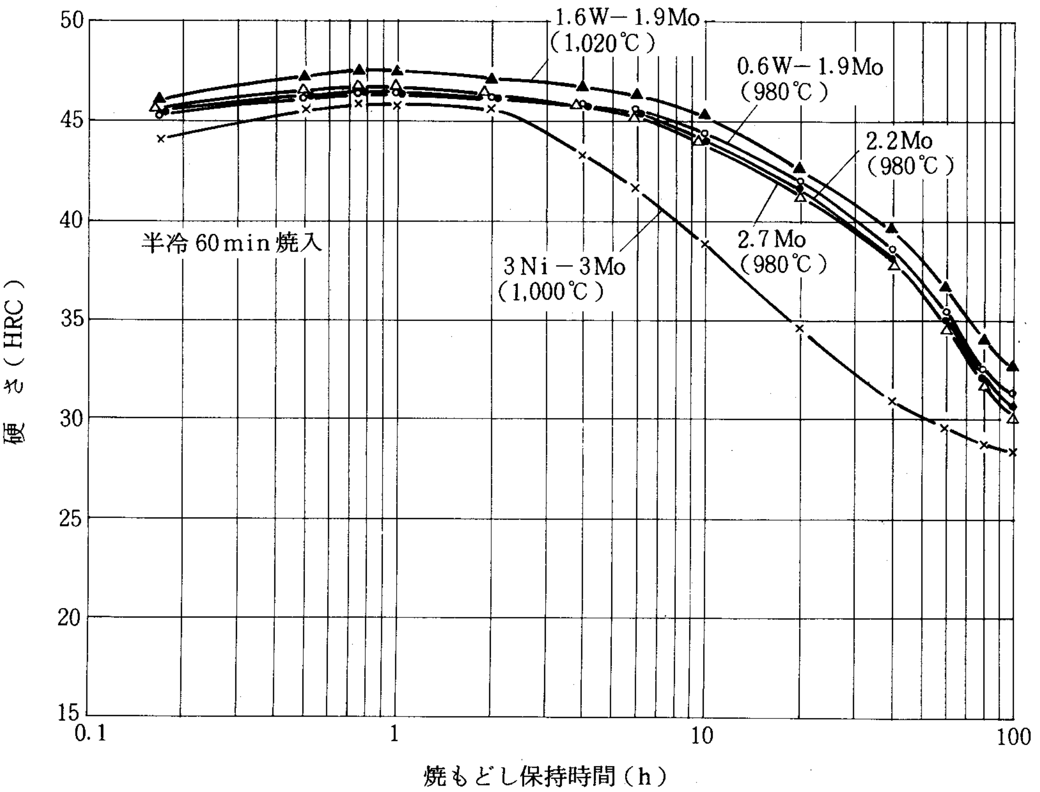


図69　600℃焼もどし硬さにおよぼすMo当量，Mo→W置換の影響
(0.2C－0.8Ni－2.8Cr－(Mo，W)－0.4Vベース)

3M。鋼の場合の2倍以上と判断される。

以上高温強度特性を主体とした検討結果より0.2C－0.8Ni－2.8Cr－0.6W－1.9Mo－0.4Vが適当との結論を得たが，つぎに本成分を基本として靱性におよぼす合金元素の影響について吟味を行なった。なお，Coは1.5％までは高温強度に対する影響は小さいが，2％以上では初期硬さ(400℃焼もどし硬さ)の上昇にともない650℃の引張強さの上昇をもたらし，700℃の引張強さを僅かに上昇させることが確認された。

(c)　靱性におよぼす固溶元素Ni，Mn，Co，Siおよび炭化物形成元素Mo(W)，Vの影響

0.2C－0.8Ni－2.8Cr－0.6W－1.9Mo－0.4V成分系での破壊靱性値K_{IC}におよぼすNi，Mn, Co, Siの影響についての実験結果を図70に示す。また，Mo，W，Vの影響についての実験結果を図17に示す。

K_{IC}は半冷60minで焼入後標準の400℃および析出硬化状態の575℃に2h焼もどしたのち測定を行なった。Ni，Mnの添加は400℃および575℃焼もどしの場合ともK_{IC}値向上の効果をもたらし，とくにNi添加による改善効果が大きい。Niの効果は残留オーステナイト量の増大および

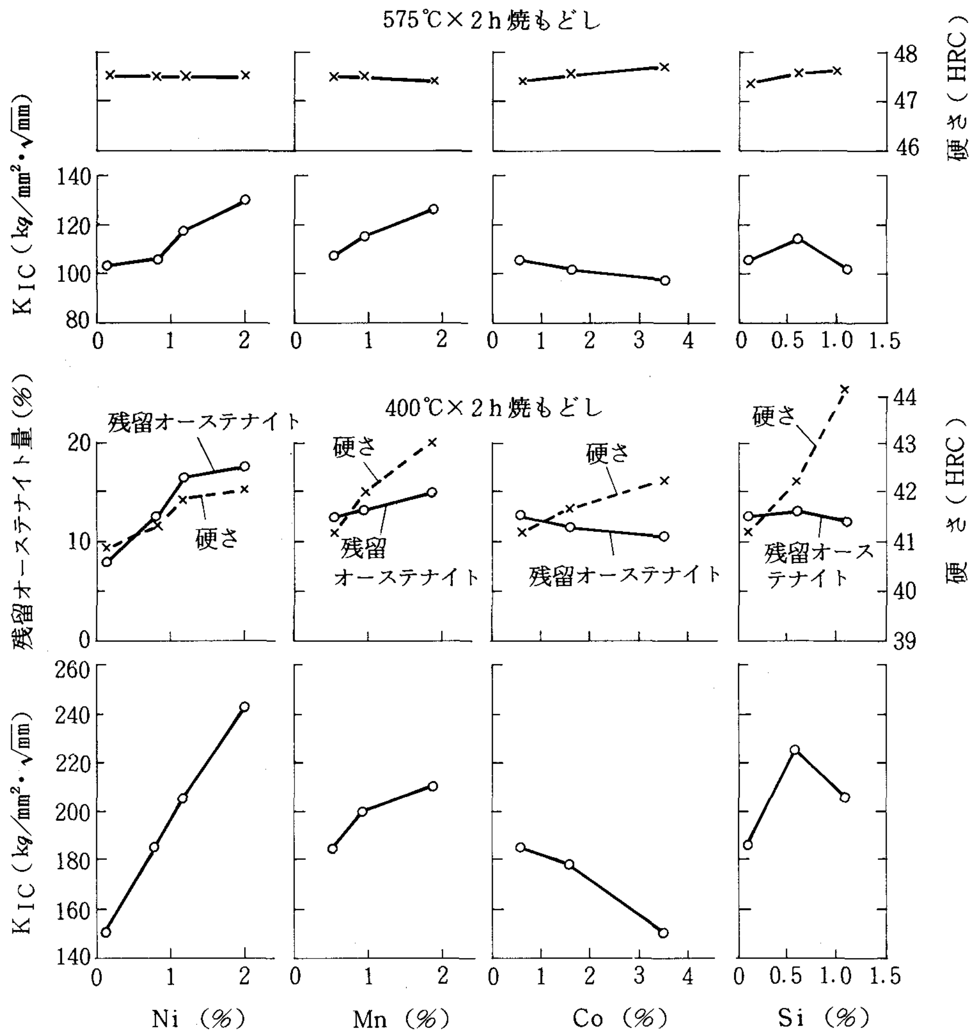


図70　破壊靱性値KICにおよぼす固溶元素の影響
(0.2 C − 0.8 Ni − 2.8 Cr − 0.6 W − 1.9Mo − 0.4 V − 1 Co ベース)
980℃半冷 60 min 焼入後焼もどし

基地の本質的な靱性を高める効果の両者の作用によるものと考えられる。0.8 Ni添加の場合，標準の 400℃焼もどしの場合のKIC値は 185 kg/mm²・√mm で，3 Ni − 3 Mo 鋼の場合より低いが熱間プレス鍛造用金型として広く使用されている SKD 62の通常の靱性水準[1]に相当する値を示した。CoはKIC値を低下させ，Siは0.5％程度の添加によりKIC値を若干増加させるが，1％の添加によりかえってKIC値を減少させる。

一方，Mo，WはMo当量(½W＋Mo)で2.2％を越えるとKIC値を減少させる。V量の増加は結晶粒を微細化させるが，KIC値を減少させる。Vの添加量は0.5％以下が適当と判断される。

以上，0.2 C − 0.8 Ni − 2.8 Cr − 0.6 W − 1.9 Mo − 0.4 V 組成で高温強度の向上と熱間プレ

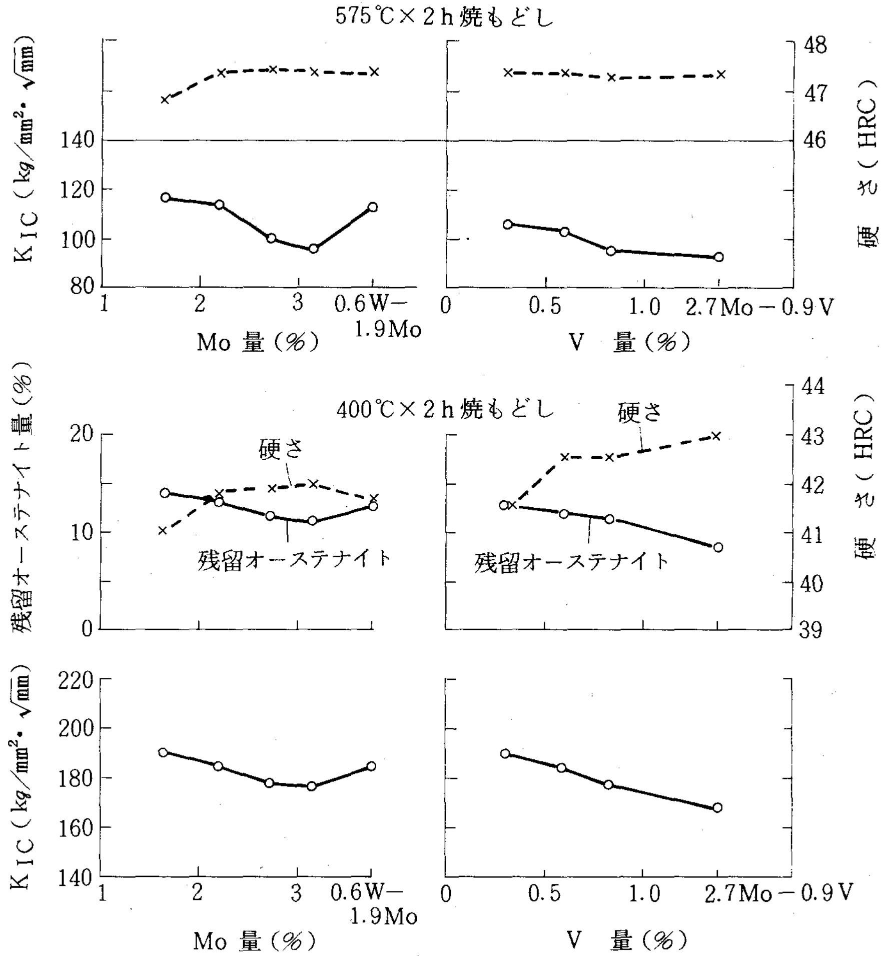


図71　破壊靱性値K_{IC}におよぼす炭化物形成元素の影響
（980℃半冷 60 min 焼入後焼もどし）

ス鍛造用金型材としての使用に耐える靱性の水準を確保できる見通しを得た。

(d)　A_1変態点におよぼすNiの影響

0.2C−2.8Cr−0.6W−1.9Mo−0.4V 成分系でのA_1変態点におよぼすNi（0〜2.4%）の影響を

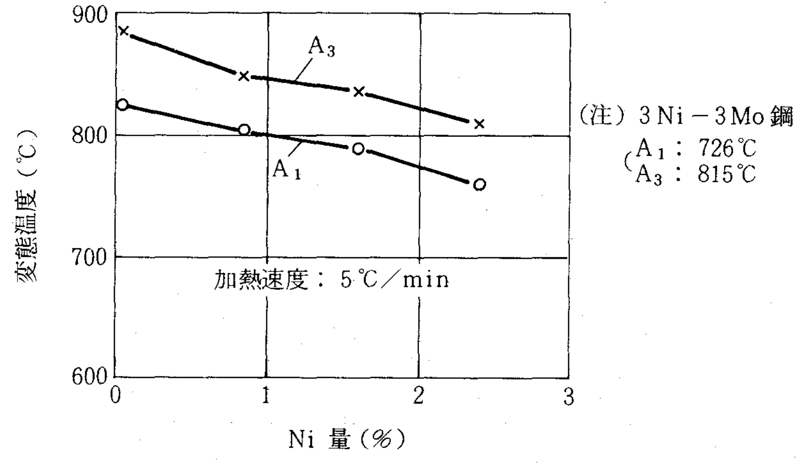


図72　A_1，A_3変態開始点におよぼすNiの影響
（0.2C−0.5Si−0.5Mn−Ni−2.8Cr−0.6W−1.9Mo−0.4Vベース）

調査し，3 Ni － 3 Mo 鋼の場合と対比した。その結果を図72に示す。Ni 0.8％の添加ではA_1変態開始点の大幅な低下はなく，805℃でほぼ目標の水準を示し3 Ni － 3 Mo 鋼の場合の測定値726℃より明らかに高い。

(e) 残留炭化物量の対比

0.2C－0.8Ni－0.6W－1.9Mo－0.4V鋼と3Ni－3Mo鋼の試料について標準焼入温度からの焼入における残留炭化物の平均粒度，面積率を測定した。その結果を表18に示す。残留炭化物の平均粒径は両者同等で，一方面積率も0.2C－0.8Ni－2.8Cr－0.6W－1.9M0－0.4V 試料：1.1％，3Ni－3Mo 試料：1.0％で同等の水準にあり，目標を満たしている。

表18　3Cr－W－Mo－V－Co鋼と3Ni－3Mo鋼の残留炭化物の対比

	焼入温度(℃)	面　積　率(%)	平均粒径(μm)
3Cr－W－Mo－V－Co 鋼	980	1.1	0.32
3Ni－3Mo 鋼	1,000	1.0	0.31

（0.15μm以上の炭化物につき測定）

(f) 酸化被膜特性

Coは酸化被膜の固着性を高め，一方酸化被膜の成長速度を減少させる作用のあることが認められている。[85)]

本研究では，0.2C－0.8Ni－0.6W－1.9Mo－0.4V成分系において，酸化被膜の成長速度は3Ni－3Mo成分の場合に準じ，かつ酸化被膜の固着性を高めるためのCo量を検討の結果，1％前後の添加が有効との結論を得た。

以上3Ni－3Mo鋼よりも耐摩耗寿命のすぐれた高強度の析出硬化型鋼の開発について，目標とするミクロ組織形態の設定と，これを実現させるための合金組成の検討を行ない，0.2C－0.8Ni－2.8Cr－0.6W－1.9Mo－0.4V－1Co組成のものが適性を備えているとの結論を得た。

3.1.3　3Cr－W－Mo－V－Co開発鋼の性能[86) 87)]

高耐摩耗性析出硬化型鋼として開発を行なった0.2C－0.8Ni－3Cr－0.6W－1.9Mo－0.4V－1Co鋼について実体寸法の型素材の試作を行ない特性の確認および製造，使用上の指針を得るためベイナイト組織形態と高温強度，靱性の関係について詳細な検討を行なった。

3.1.3.1　試料および実験方報

試料は0.2C－0.8Ni－2.8Cr－0.6W－1.9Mo－0.4V－1Co鋼（以下3Cr－W－Mo－V－Co鋼）で，化学組成を表19に示す。

表19　試料の化学組成（wt%）

C	Si	Mn	Ni	Cr	W	Mo	V	Co
0.22	0.47	0.73	0.85	2.75	0.65	1.88	0.40	1.05

素材断面寸法は300㎜×300㎜で，弧光式電気炉で溶製し，鍛錬成形比6以上に熱間成形し，850℃で焼なまし処理した。各試験片は中心と隅角との中間位置から，鍛伸方向に採取して実験に供した。

(1)　焼入冷却速度および恒温変態によるミクロ組織挙動の観察

980℃×30minオーステナイト化後油冷および半冷10～60minの冷却速度で焼入冷却した場合および500～250℃の各種温度まで急冷したのち，恒温保持した場合のベイナイト変態の挙動をミクロ組織，硬さの面から観察した。

つぎに，半冷60minの焼入冷却で生成した上部ベイナイトおよび油冷により生成したマルテンサイトの各試料を700℃までの各種温度で2h焼もどした場合の炭化物の析出，凝集挙動を抽出レプリカ電顕観察，X線回折，電子線回折により調べ，また炭化物の微小分析（日立HSM－2B型 SEM－EDX※分析システムによる）を行なった。

また，X線回折により焼入焼もどしにおける基地の格子定数，格子歪みの目安としての基地(211)面からの回折線の半価幅の変化および残留オーステナイト量の変化を測定した。焼入における残留炭化物の平均粒径および面積率を映像分析計により測定した。

各試験における試験片の寸法は12㎜×12㎜×6㎜である。

(2)　機械的性質の測定

(a)　980℃×30minオーステナイト化後に種々の速度で焼入したのち400℃および575℃で焼もどした試料の破壊靱性値K_{IC}を測定した。

(b)　オーステナイト化温度，サブゼロ処理による破壊靱性値K_{IC}の変化を測定し，オーステナイト結晶粒度，残留炭化物の量，粒径，残留オーステナイト量等の影響を検討した。

(c)　半冷60minの冷却による上部ベイナイトおよび油冷によるマルテンサイトの場合につき，

(i)　700℃までの各種焼もどし温度に対する引張性質，シャルピー衝撃値

(ii)　700℃までの各種試験温度における引張性質，シャルピー衝撃値

(iii)　疲労クラック進展特性

(iv)　衝撃遷移特性

(V)　高温クリープ破断強さ（700℃，15㎏/㎟）を測定した。

試験方法と試験片の形状，寸法は2.2.1の場合と同様である。なお，小野式回転曲げ疲労試

※Energy Dispersive X-ray

験は平行部径10.0㎜の平滑試験片を用い，S－N曲線を求めた。試験片の回転速度は3,000 rpmとした。

3.1.3.2　実験結果

(1)　焼入冷却速度，恒温保持によるベイナイト変態特性，ミクロ組織の変化

オーステナイト化温度980℃より半冷10～60minの冷却速度で焼入冷却した場合の連続冷却ベイナイト変態線図を求めた結果を図73に示す。また，オーステナイト化温度より500～250℃の各種温度まで急冷後恒温保持した場合の恒温ベイナイト変態線図を求めた結果を図74に示す。

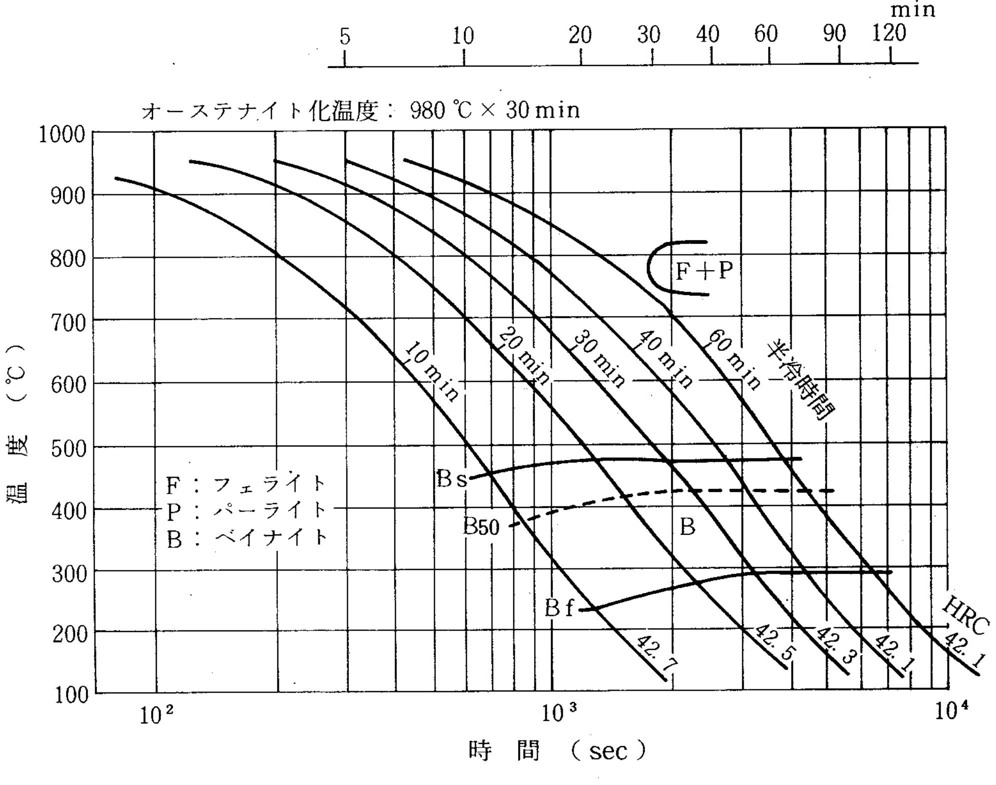


図73　連続冷却ベイナイト変態線図
（3Cr－W－Mo－V－Co鋼）

オーステナイト化温度から油冷および半冷10～60minで焼入冷却した試料およびオーステナイト化温度から350および250℃まで急冷後5h恒温保持して恒温変態させた試料の二段レプリカ電顕像を写真42に，透過電顕像を写真43に示す。

本鋼はベイナイト化傾向が強く，油冷ではマルテンサイトを主体とし，少量の下部ベイナイト（ベイナイト粒内に微細炭化物の析出をともなう）をともなった組織であるが，空冷ではベイニティックフェライト型のラス状上部ベイナイト（ベイナイト粒内に炭化物析出をともなわない，B－I型）に変わる。半冷時間が10～15min以上すなわち実用焼入冷却速度範囲では

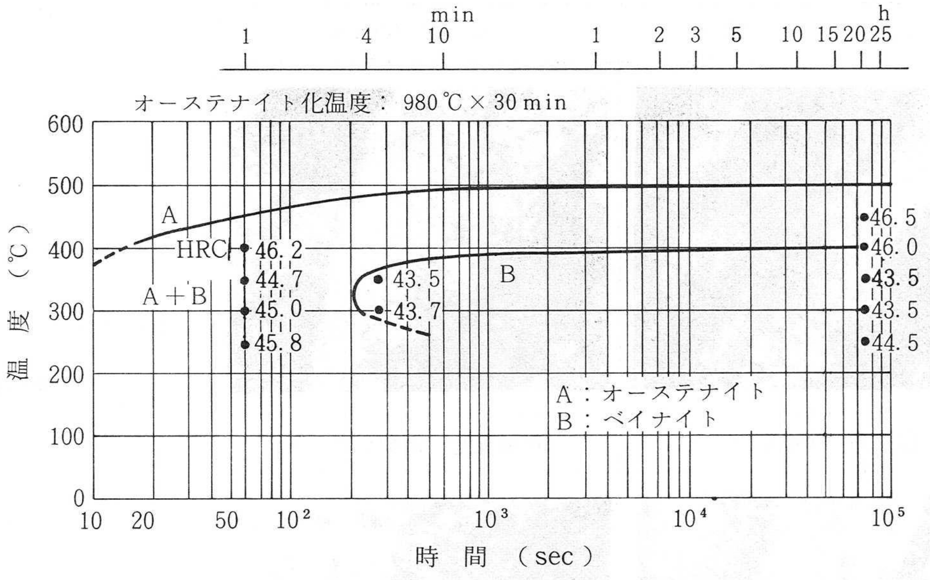


図74　恒温ベイナイト変態線図
（3Cr−W−Mo−V−Co 鋼）

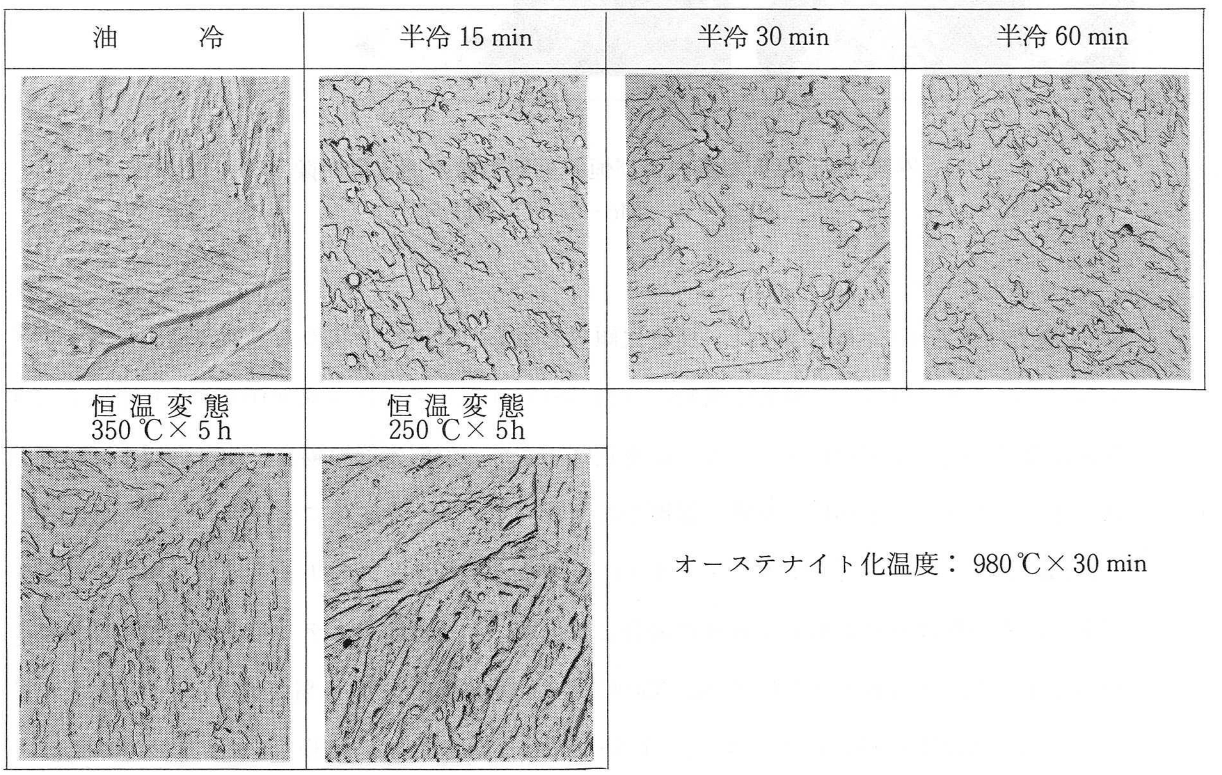
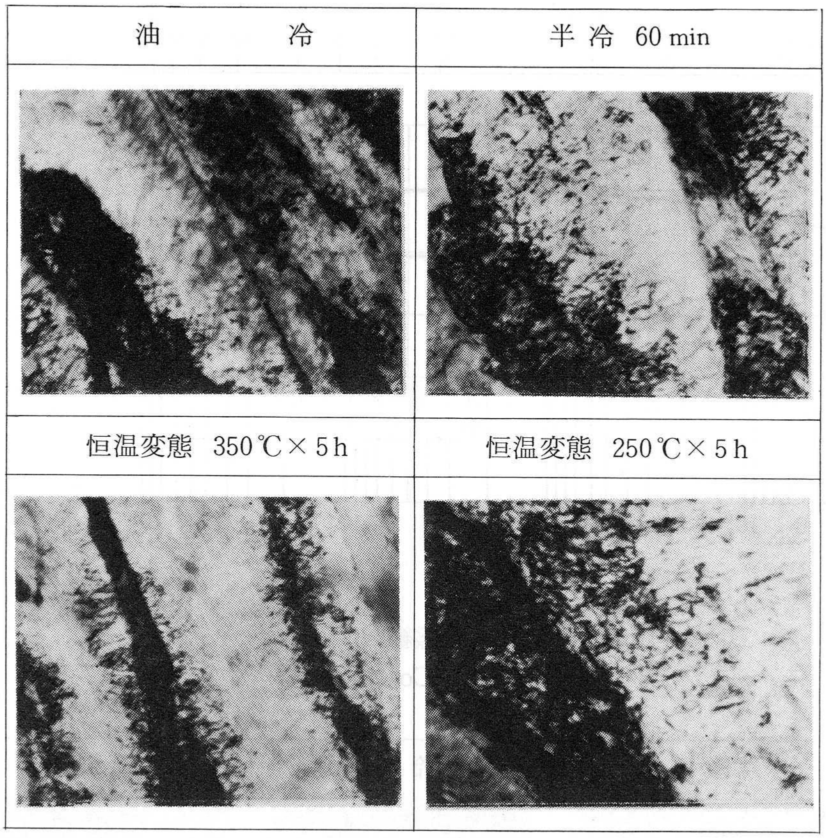


写真42　焼入冷却速度による焼入組織の変化および恒温変態組織
（3Cr−W−Mo−V−Co 鋼，二段レプリカ電顕像）

×4,000

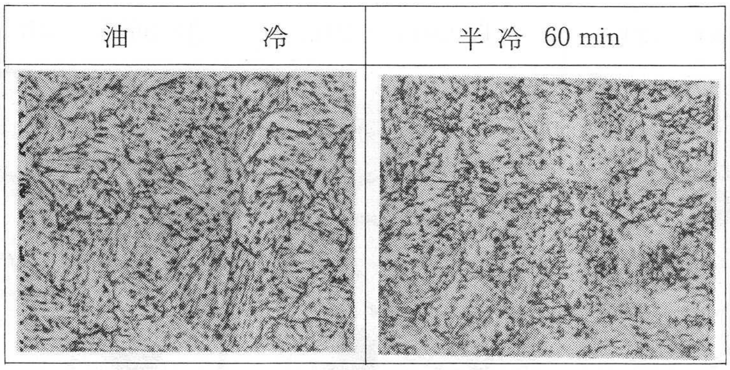


オーステナイト化温度：
980℃×30 min

写真43　焼入組織および恒温変態組織の透過電顕像
（3Cr－W－Mo－V－Co鋼）　×50,000

B－I型ではあるがラス幅は増大し，塊状化傾向を呈し，粒内に片状の未変態残留オーステナイトないし，これの低温での変態生成物の分布がみられる。半冷10～60minでミクロ組織上大きな差はなく，硬さも図73に示したように変化は小さい。恒温変態の場合，300℃以上ではラス状上部ベイナイト，300℃より低い温度では下部ベイナイトを主体にマルテンサイトの混在した組織になる。この場合の上部ベイナイトにともなう残留オーステナイトはラス境界に残留しており，その量は連続冷却時の変態の場合より少ない。残留オーステナイト量定量の結果は，油冷：4.4％，半冷 60 min：15.5％，350℃×5 h 恒温変態：10.6％である。マルテンサイトの平均ラス幅は 0.25 μm で小さく，半冷60 min の冷却による上部ベイナイト粒の平均幅は 1.0 μmである。油冷および半冷 60 minで焼入冷却した試料の光学顕微鏡組織を写真44に示す。

油冷によるマルテンサイトの場合のほぼ平行にならんだラスの束の大きさに対し，半冷60 minの冷却による上部ベイナイトの場合の同一方向にならんだベイナイト粒の束の大きさは明らかに大きく，上部ベイナイトの場合の方がへき開破壊の破面単位に相当する有効結晶粒径が大きい。



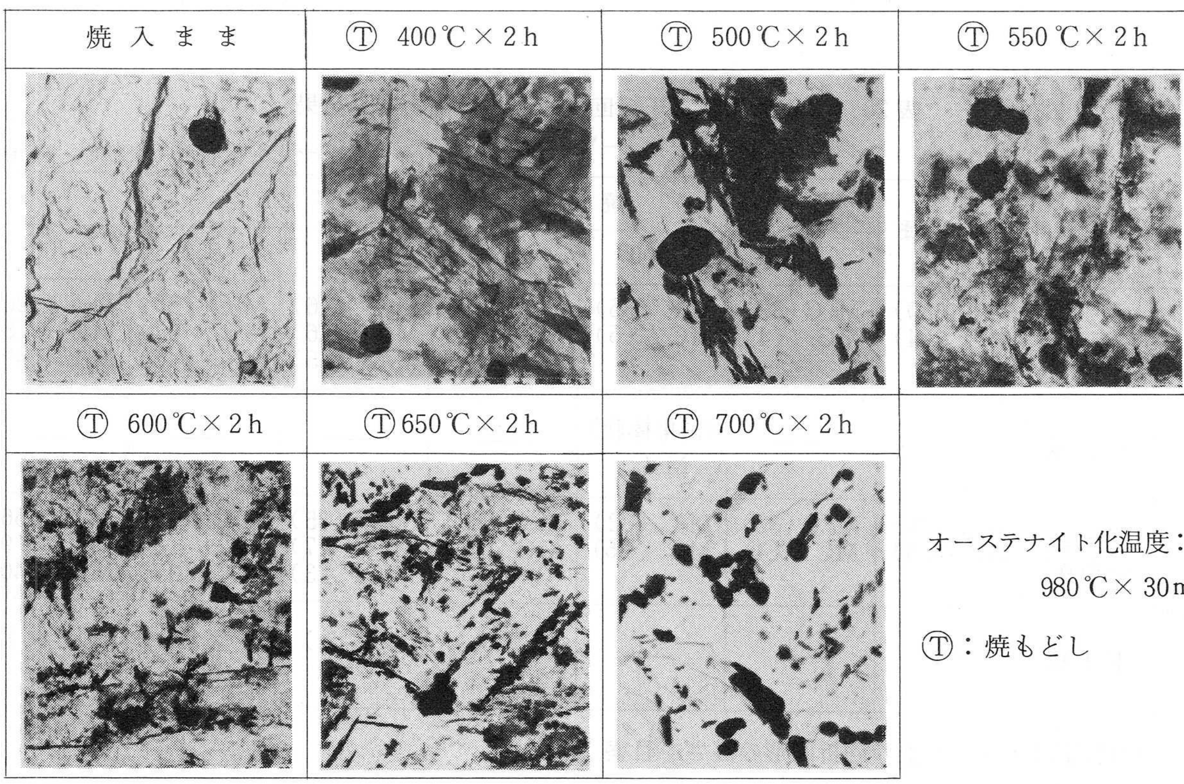
オーステナイト化温度：
980 ℃ × 30 min

写真 44　焼入冷却速度による焼入組織の変化
（3 Cr－W－Mo－V－Co 鋼，光学顕微鏡像）　× 400

(2)　焼入冷却速度による焼もどし時の炭化物の析出，凝集形態の変化

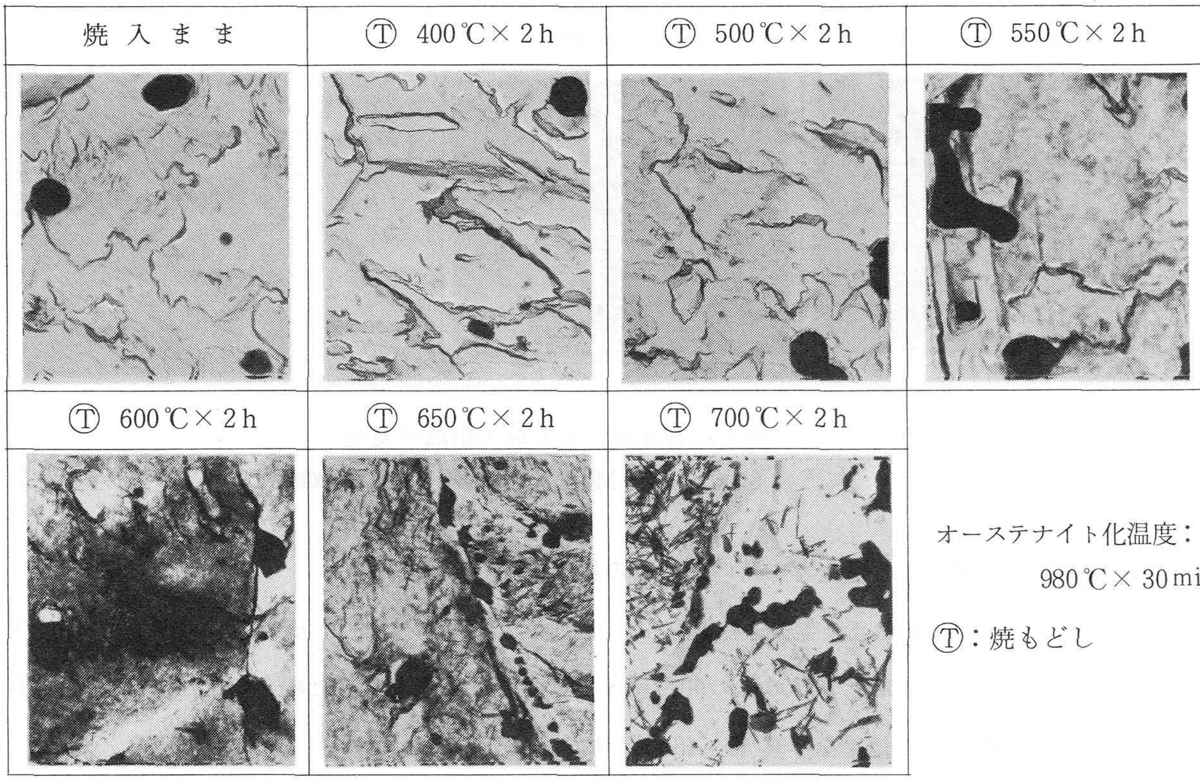
半冷60 minの冷却により生成した上部ベイナイトおよび油冷により生成したマルテンサイトの両試料について，400 ℃と 700 ℃の間の種々の温度で 2 h 焼もどした場合の抽出レプリカ電顕法による組織観察の結果を写真 45，46 に示す。

また，炭化物のＸ線および電子線回折による構造同定の結果を表20に示す。また，炭化物の微小分析の結果例を表21に示す。マルテンサイト焼もどしの場合，焼もどし温度 400 ℃では旧



オーステナイト化温度：
980 ℃ × 30 min
Ⓣ：焼もどし

写真 45　油焼入後の焼もどしにおける炭化物の析出，凝集挙動
（3 Cr－W－Mo－V－Co 鋼，抽出レプリカ電顕像）　× 20,000



オーステナイト化温度：
980℃×30min
Ⓣ：焼もどし

写真46　半冷60min焼入後の焼もどしにおける炭化物の析出，凝集挙動
（3Cr−W−Mo−V−Co鋼，抽出レプリカ電顕像）　×20,000

表20　X線および電子線回折による炭化物同定結果
（3Cr−W−Mo−V−Co鋼）

オーステナイト化温度：980℃×30min

		焼入まま	焼もどし温度（℃）×2h					
			400	500	550	600	650	700
油冷	X 線（CoKα）	M_6C (30) MC (4)	M_6C (32) MC (4)	M_6C (35) MC (5)	M_6C (39) MC (5)	M_6C (46) MC (6) M_7C_3 (5.5)	M_6C (50) MC (7) M_7C_3 (46)	M_6C (120) MC (8) M_7C_3 (49)
	電子線	——	——	（密集棒状） M_3C	——	——	——	——
半冷 60 min	X 線（CoKα）	M_6C (29) MC (3.5)	M_6C (32) MC (4)	M_6C (32) MC (4.5)	M_6C (35) MC (5)	M_6C (35) MC (7) M_7C_3 (3)	M_6C (36) MC (8) M_7C_3 (17)	M_6C (56) MC (9) M_7C_3 (40)
	電子線	——	——	——	（雲状） MC	（雲状） MC	（雲状） MC	（針状） M_2C

（ ）内の数字はチャート上の回折図形の高さ（目盛）を示す。

M_6C：(422)面　　MC：(111)面　　M_7C_3：(102)面

表21　炭化物の微小分析結果(wt %)

(3Cr−W−Mo−V−Co鋼)　　オーステナイト化温度：980℃×30min

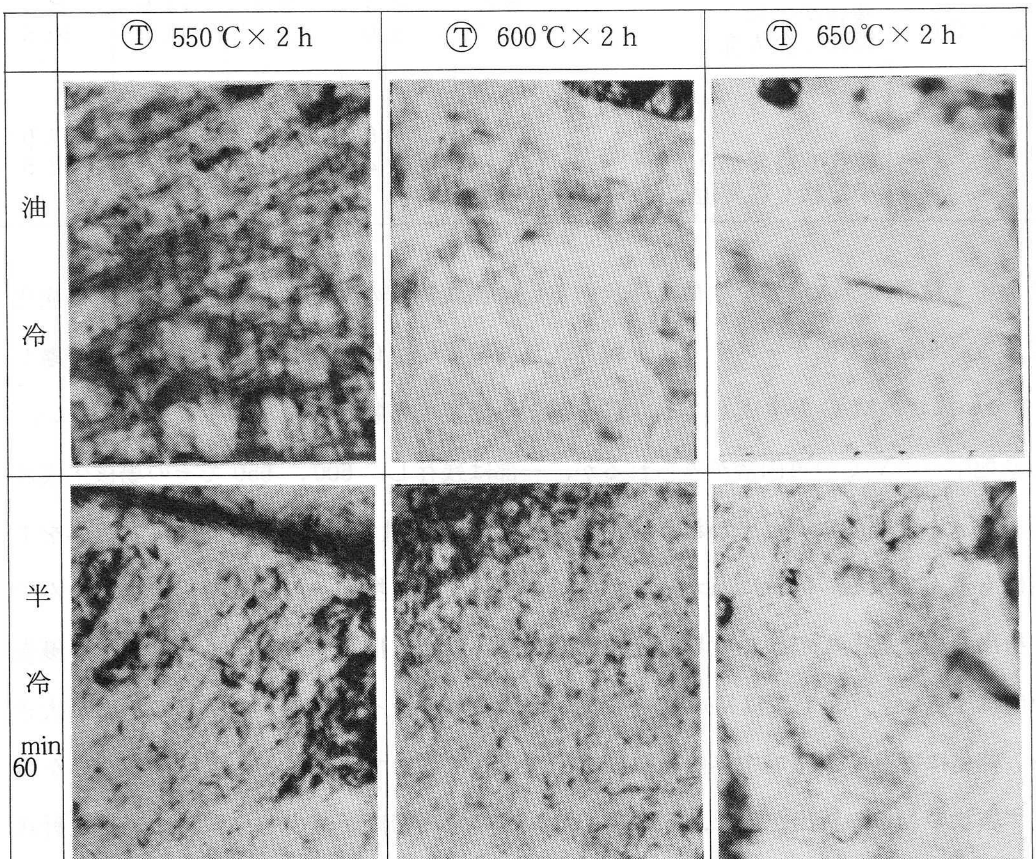
	焼もどし温度	炭化物の形態	Cr	W	Mo	V	Fe
油　冷	500℃×2h	密集棒状	11.2	11.8	21.6	1.2	54.2
		棒　状	5.9	10.2	13.6	1.2	69.2
	600℃×2h	雲　状	20.1	5.1	32.7	3.9	38.2
		棒　状	17.4	7.1	18.3	2.4	54.8
	650℃×2h	雲　状	18.8	6.1	30.8	4.0	40.3
		棒状，小粒状	22.3	5.1	23.0	3.7	45.9
半　冷 60min	600℃×2h	雲　状	11.1 20.4	12.7 11.1	51.9 53.1	7.4 6.6	16.9 8.8
	650℃×2h	雲　状	13.1 21.2	14.2 10.8	55.4 59.2	7.8 5.5	4.5 3.3
	700℃×2h	針　状	19.6 15.4	10.3 7.1	60.8 62.3	5.3 5.8	4.0 9.4
半　冷 60min	700℃×2h	(Mo<W>リッチ炭化物) 残留炭化物 粒状(粒界部)	11.3 14.6	13.8 6.8	54.7 41.2	3.5 2.4	16.7 35.0
		(Vリッチ炭化物) 残留炭化物 粒状(粒界部)	8.8 13.7	0.4 5.0	9.1 23.9	73.6 46.9	8.1 10.5
		(Fe,Crリッチ炭化物) 棒　状 粒状(粒界部) 小粒状(粒界近辺)	27.2 47.8	6.6 3.4	15.1 13.5	3.5 2.8	47.6 32.5

オーステナイト粒界，ラス境界を主体に棒状あるいは密集棒状のM_3Cおよびその前段階の炭化物が生成する。500℃で旧オーステナイト粒界，ラス境界を主体に顕著な密集あるいは分離したFe量の多い棒状のM_3Cを生成し，500℃を越える温度での特殊炭化物の生成にともない，550℃で基地中へのM_3Cの再固溶がみられるが，一部は残存し，600，650でその場核生成による$M_3C \rightarrow M_7C_3$変態によると思われる炭化物の粒状化(Cr量も増加)が粒界，ラス境界を主体に粒内にも進んで来る。同時に旧オーステナイト粒界，ラス境界へのM_6Cの析出もすすんで来るが，析出の場所としてのラス境界の分布密度が高いため，旧オーステナイト粒界への優先析出の傾向は小さい。700℃ではM_7C_3の凝集，旧オーステナイト粒界へのM_6Cの析出が大きくすすむ。強化に寄与する基地中への極微細析出炭化物については焼もどし温度が500℃を越えるとまず雲状のMCの析出を生じ，650℃ではMCの分布密度が減少し，同時に若干の針状のM_2Cの析出を生じる。700℃では極微細炭化物の分布密度は大きく減少する。強化の主体となる析出炭化物はMCである。

一方，上部ベイナイト焼もどしの場合，焼もどし温度500℃以下でのM_3Cの生成は旧オーステナイト粒界，ベイナイト粒境界部を主体にわずかにみられるのみである。この結果その場核生成による$M_3C \rightarrow M_7C_3$変態は少量に抑えられ，650℃以上で旧オーステナイト粒界，ベイナイト粒境界へのM_6Cの析出が進むが，塊状化による析出の場所としてのベイナイト粒境界の分布密度の減少のため，旧オーステナイト粒界への優先析出の傾向はマルテンサイトの場合より大きい。

また，強化に寄与する基地中への極微細炭化物の析出は焼もどし温度が500℃を越えると生じるが，$M_3C \rightarrow M_7C_3$変態の抑制により極微細析出炭化物の析出量はマルテンサイトの場合よりも多く，その分布密度はマルテンサイトの場合に対比して700℃までの各温度にわたって高い。この場合500℃を越える温度で雲状のMCの析出を生じ，650℃で若干の針状炭化物の析出をともなう。強化の主体となる析出炭化物はMCである。上部ベイナイトの焼もどし時に生成する雲状炭化物のW，Mo，V量がマルテンサイト焼もどしの場合よりも高く，合金量が多いことは注目される。

写真47に550～650℃焼もどしの場合の透過電顕像を示す。



オーステナイト化温度：980℃×30 min

Ⓣ：焼もどし

写真47　油冷および半冷60 min焼入後の焼もどしにおける炭化物析出挙動の透過電顕による観察像（3 Cr－W－Mo－V－Co鋼）　×100,000

マルテンサイト，上部ベイナイトの場合とも高い転位密度を有しており，マルテンサイトの場合焼もどし温度500℃で析出量が増加し，600℃で一部微細針状となり，さらに650℃では転位外への析出もすすみ，炭化物の分布密度や転位密度の減少がみられる。上部ベイナイトの場合も極微細炭化物の析出の挙動は上記と類似しているが，焼もどし温度650℃以下での転位外への析出は相対的に少なく，強化に寄与する極微細炭化物の分布密度が相対的に明らかに高い。

(3) 焼もどし温度による残留オーステナイト量の変化

半冷60minの冷却により生成した上部ベイナイトおよび油冷により生成したマルテンサイトの試料を200～600℃の各種温度に焼もどしたときの残留オーステナイト量を測定した。その結果を図75に示す。

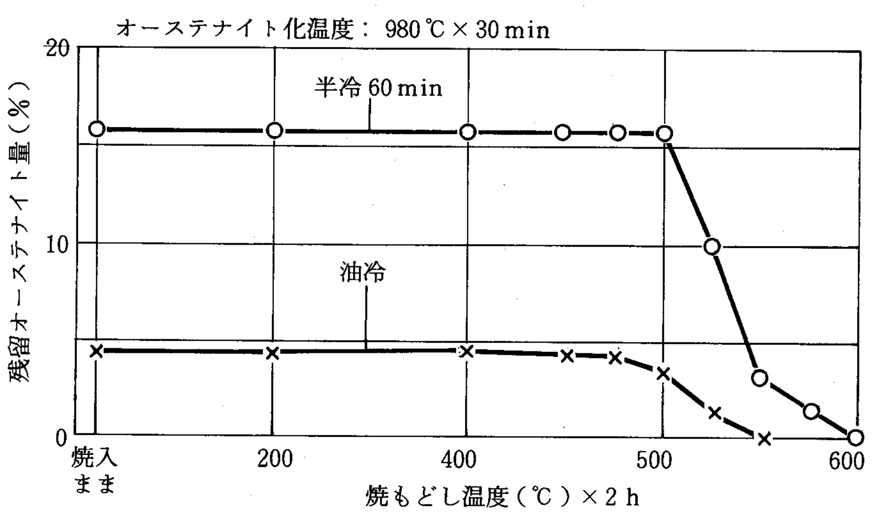


図75 残留オーステナイト量におよぼす焼もどし温度の影響
（3 Cr－W－Mo－V－Co鋼）

残留オーステナイト量は焼もどし温度が500℃以下では変化せず，500℃から550℃に上昇するにともない激減するが，上部ベイナイト試料の残留オーステナイトは安定で，600℃近くまで若干残存している。

(4) 焼もどし温度による基地の格子定数，回折線の半価幅の変化

半冷60minの冷却により生成した上部ベイナイトおよび油冷により生成したマルテンサイトの場合につき，X線回折により，焼もどし温度をかえて基地の格子定数，CoKα線による(211)面からの回折線の半価幅を求めた。その結果を図76に示す。

格子歪みの目安としての半価幅はマルテンサイト焼もどしの場合は475～525℃で，上部ベ

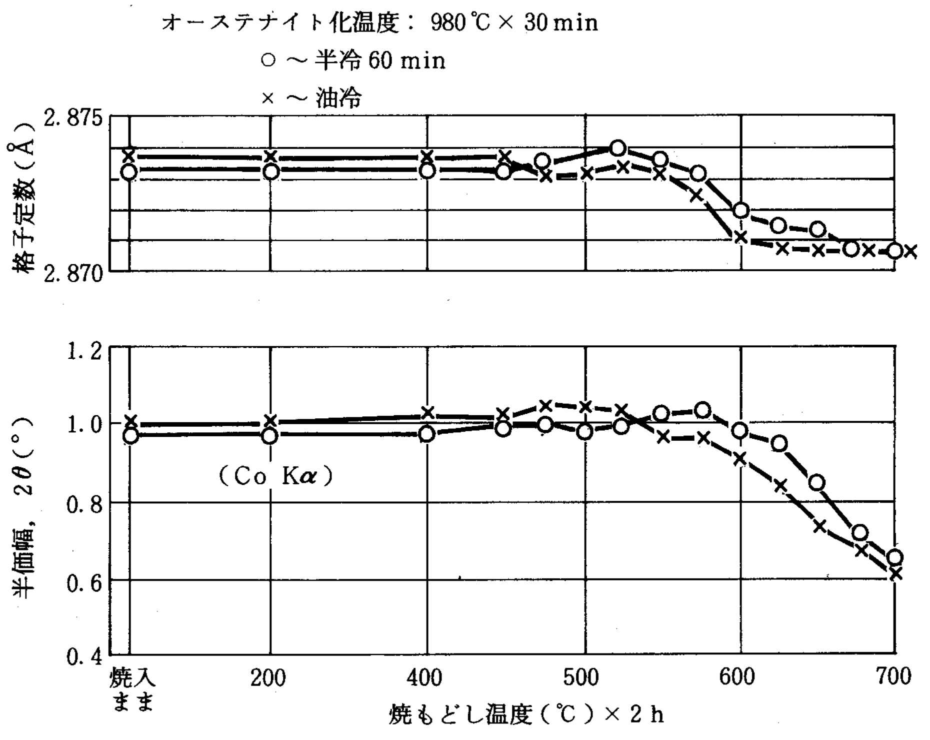


図76　(211) 面からの回折X線の半価幅および格子定数におよぼす焼もどし温度の影響
(3 Cr － W － Mo － V － Co 鋼)

イナイト焼もどしの場合は, 550 ～ 575 ℃前後で最大を示す。焼もどし温度 550 ～ 650 ℃でベイナイトの場合の方が半価幅は大きく, 675 ℃以上では差がなくなる。

(5)　焼入冷却速度, 焼入温度, サブゼロ処理による破壊靱性値K_{IC}の変化

980℃×30 minオーステナイト化後の焼入冷却速度と 400 ℃× 2 h および 575 ℃× 2h 焼もどし後のK_{IC}の関係を図77に示す。残留オーステナイト量およびマルテンサイトのラス, ベイナイト粒の平均幅を併記した。

標準の 400 ℃焼もどしの場合, K_{IC}は油冷によるマルテンサイトの場合がもっとも高く, 212 $kg/mm^2 \cdot \sqrt{mm}$ の値を示し, 冷却速度の減少にしたがって漸減し, 半冷60 minでは 180$kg/mm^2 \cdot \sqrt{mm}$ となる。予備疲労クラック部との境界部を含めた破面の走査電顕像を写真 48 に示す。

ストレッチゾーン幅[51)88)]はK_{IC}値の高い油冷により生成したマルテンサイトの場合の方が半冷 60 minの冷却により生成した上部ベイナイトの場合よりも大きい。へき開型の不安定破壊部の破面単位は上部ベイナイトの場合の方が大きく, 前記ミクロ組織の挙動と対応しており, また微細な起伏が少ない。

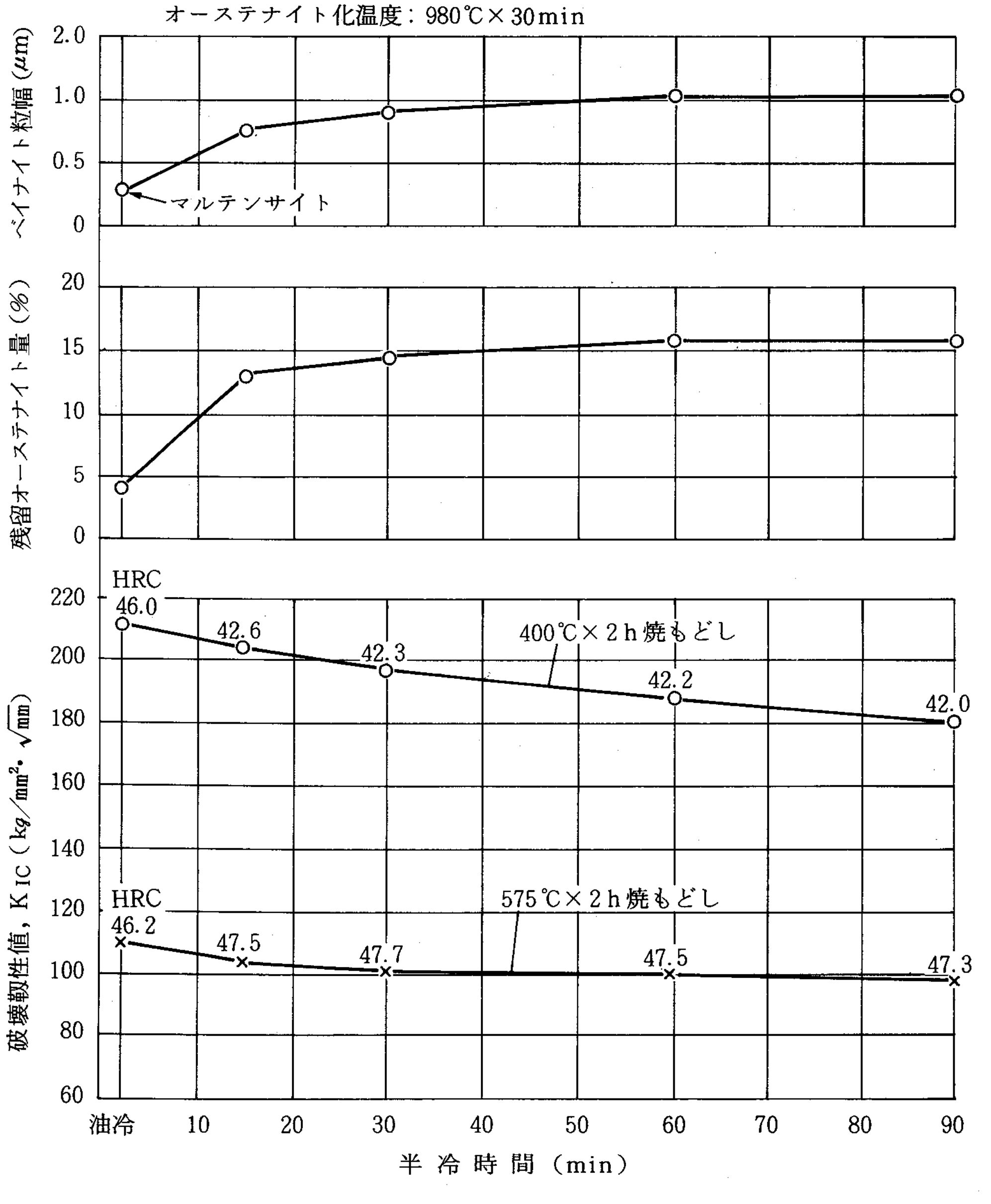


図 77　破壊靱性値KIC，残留オーステナイト量，ベイナイト粒幅におよぼす焼入冷却速度の影響
(3 Cr − W − Mo − V − Co 鋼)

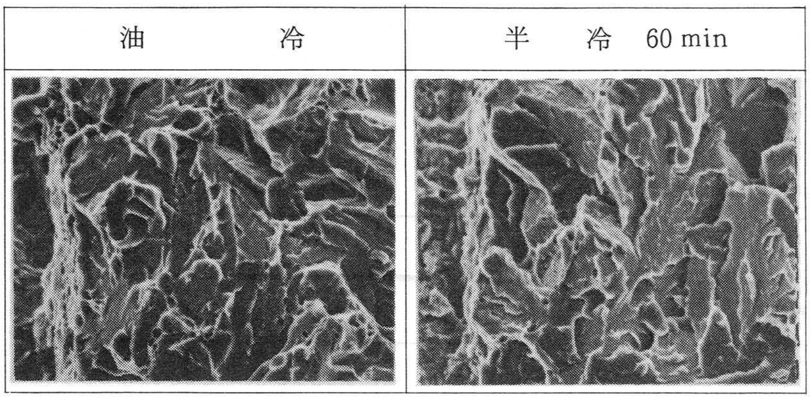


写真48 焼入冷却速度による400℃焼もどし後の破壊靱性試験片の初期破面部の形態変化 （3 Cr－W－Mo－V－Co 鋼，走査電顕像） × 1,000

析出硬化状態の575℃焼もどしの場合，K_{IC} 値は油冷では 110 $kg/mm^2\cdot\sqrt{mm}$，半冷 60 minでは 98 $kg/mm^2\cdot\sqrt{mm}$ となり，全般的に明らかな減少を示すが，マルテンサイトの場合の方が高い。図78に 400℃焼もどし後の K_{IC} 値におよぼすオーステナイト化温度（940～1,020℃）の影響およびオーステナイト化温度 980℃より半冷 60 min で冷却後のサブゼロ処理（－196℃×3 h）の影響を示す。また，各試料の抽出レプリカ電顕法により観察したミクロ組織を写真49に示す。

オーステナイト化温度の上昇により結晶粒径および残留オーステナイト量は増加し，残留炭化物面積率は減少するが，上部ベイナイトの場合には1,000℃焼入で K_{IC} 値は最大を示し，一方マルテンサイトの場合にはオーステナイト化温度の上昇とともに K_{IC} 値は増加を続ける。サブゼロ処理により残留オーステナイト量の減少（15.5→10.5％）と硬さの上昇（HRC 42.4→44.5）が生じ，K_{IC} 値は明らかに減少する。

(6) 焼もどし温度による引張性質，シャルピー衝撃値の変化

半冷60minの冷却により生成した上部ベイナイトおよび油冷により生成したマルテンサイトの試料を 200℃と 700℃の間の種々の温度で各 2 h 焼もどした場合の引張性質，シャルピー衝撃値の変化を図79に示す。

標準の 400℃焼もどしの場合の引張強さは，マルテンサイト：148 kg/mm^2, 上部ベイナイト：135 kg/mm^2で，3 Ni－3 Mo 鋼の場合（マルテンサイト：142 kg/mm^2, 上部ベイナイト：128 kg/mm^2）

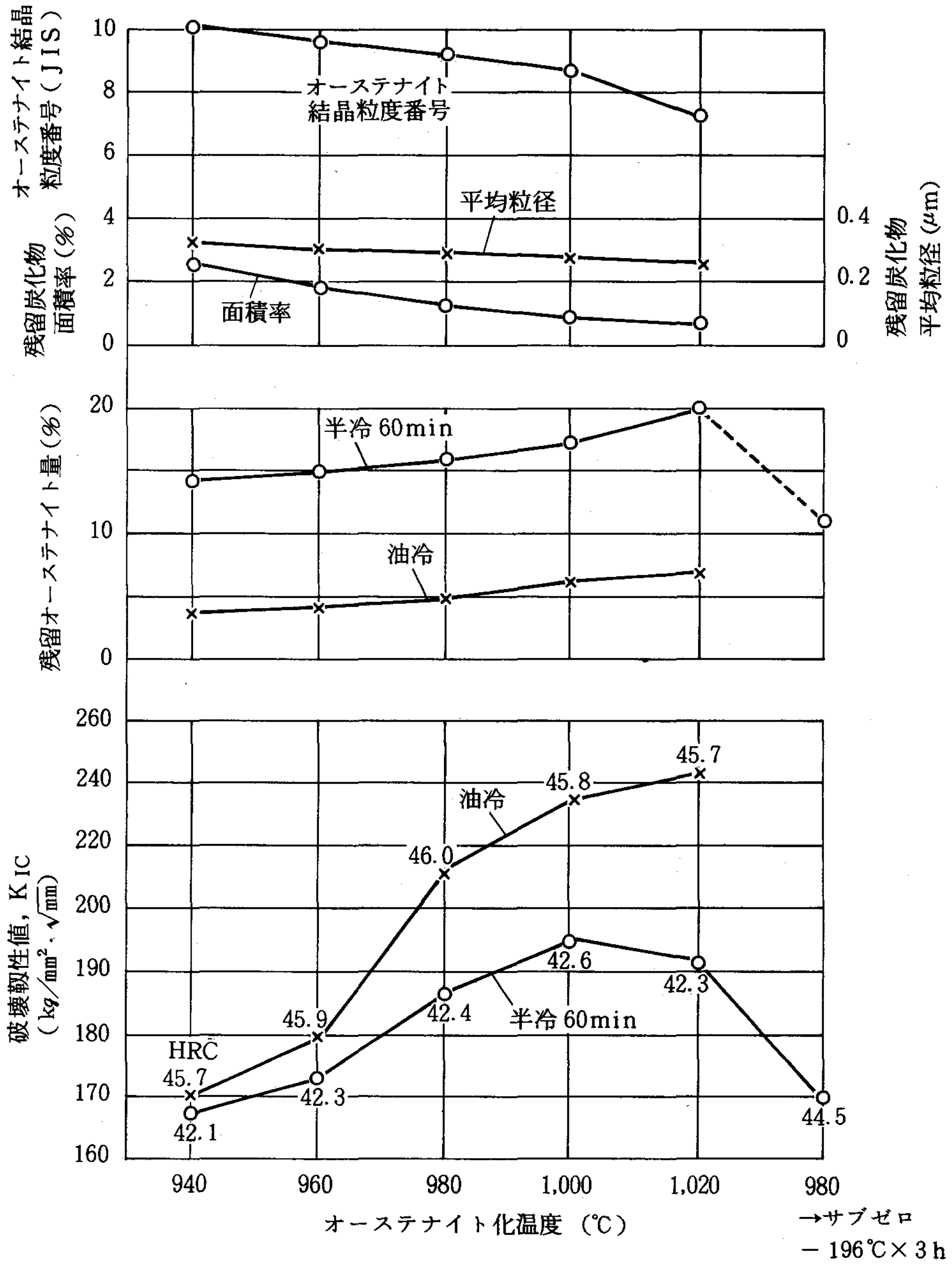


図 78　破壊靱性値K_{IC}におよぼすオーステナイト化温度およびサブゼロ処理の影響
（3Cr－W－Mo－V－Co 鋼）

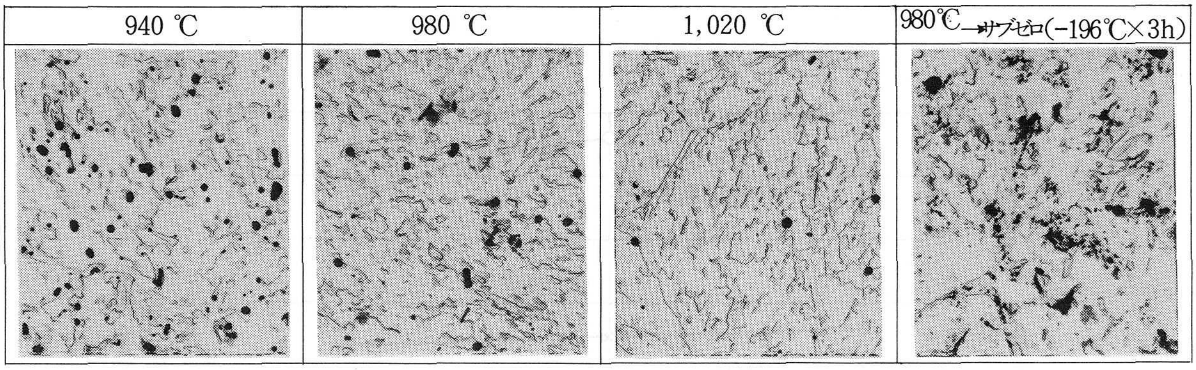


写真49　焼入温度およびサブゼロ処理による400℃焼もどし組織の変化（半冷60min焼入）
（3Cr－W－Mo－V－Co鋼，抽出レプリカ電顕像）　×4,000

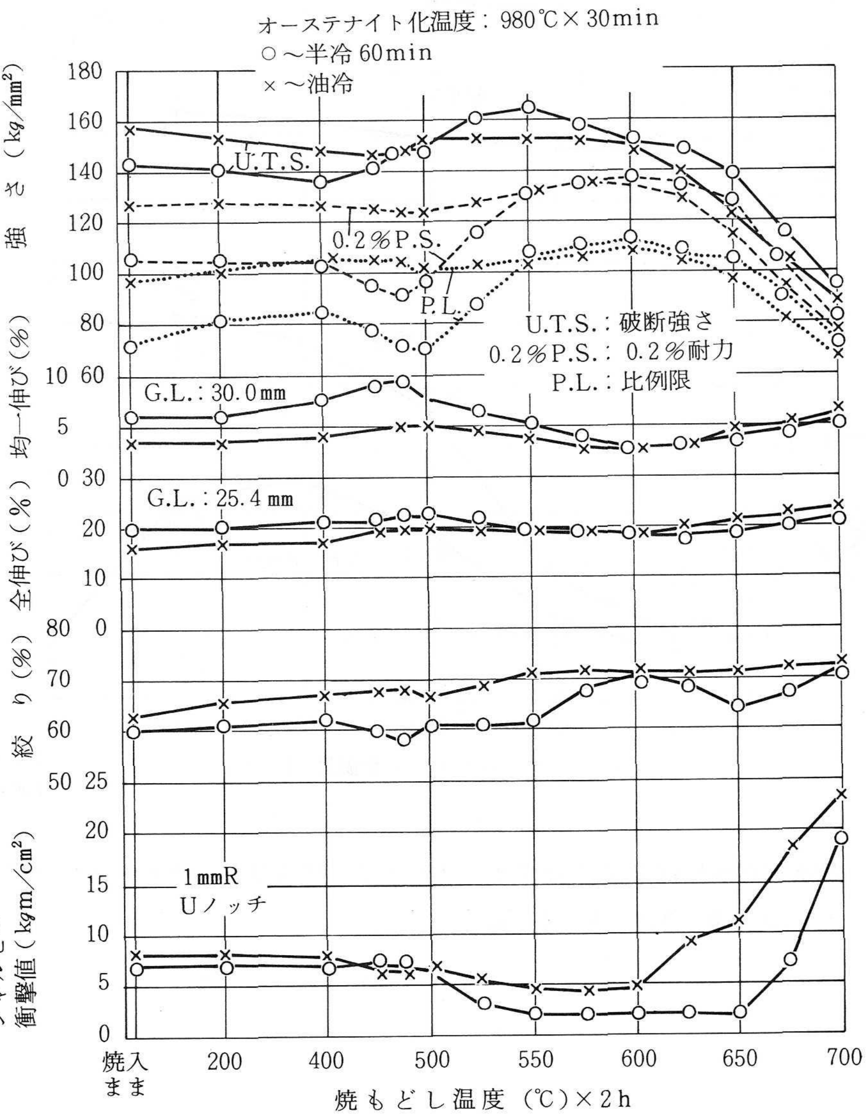


図79　引張性質およびシャルピー衝撃値におよぼす焼もどし温度の影響
（試験片平行部径：6.35mm，歪み速度：2.0mm/min（クロスヘッド））
（3Cr－W－Mo－V－Co鋼）

よりも高い。上部ベイナイトの場合の引張強さは焼もどし温度が450℃以下ではマルテンサイトの場合より低いが，475℃以上ではマルテンサイトの場合よりも高くなり，550℃での最高値も高い。600℃以上の高い焼もどし温度域における減少の程度もマルテンサイトの場合より小さい。比例限，0.2％耐力は焼もどし温度が525℃以下で上部ベイナイトの場合の方がマルテンサイトの場合よりも低いが，550℃で同等となり，600℃で最大を示し，600℃を越える温度域では上部ベイナイトの場合の方が高い。650℃焼もどしの場合の引張強さはマルテンサイト：124 kg/mm², 上部ベイナイト：140 kg/mm²で，3Ni－3Mo鋼の場合（マルテンサイト：110 kg/mm², 上部ベイナイト：122 kg/mm²）より明らかに高く，改善効果がみられる。全伸び，均一伸びとも600℃以下では上部ベイナイトの場合の方が高く，その差は均一伸びにおいてより大きくあらわれている。

一方，絞りは全体として焼もどし温度の上昇とともに漸増し，伸びとは逆に上部ベイナイトの場合の方がその値は相対的に低い。衝撃値については，微細な特殊炭化物の析出が開始する500℃を越える焼もどし温度域で減少するが，上部ベイナイトの場合の方が減少の程度が大きく，また衝撃値の回復を示す焼もどし温度も高温側にずれる。

上部ベイナイトの場合焼もどし温度550～650℃で衝撃値は最低値2.0 kgm/cm²を示すが，その値は3Ni－3Mo鋼の上部ベイナイトを焼もどした場合の最低値（600℃焼もどし，4.2 kgm/cm²）よりも低い。

(7) 試験温度と引張性質，シャルピー衝撃値の関係

半冷60minの冷却により生成した上部ベイナイトおよび油冷により生成したマルテンサイトの試料を400℃×2h焼もどし後20℃と700℃の間の種々の温度に加熱し，10min保持後引張性質およびシャルピー衝撃値を測定した。その結果を図80に示す。

引張強さは300℃で一たん増大したのち，600℃まで漸減し，600℃以上での低下の割合が大きい。600℃を境に高温側で上部ベイナイトの場合の方が高い。0.2％耐力は250℃で僅かな増加を示したのち漸減し，600℃以上では低下の割合が大きくなるが，引張強さの場合と同様，600℃以上では上部ベイナイトの場合の方が高い。3Ni－3Mo鋼の場合よりも引張強さは700℃までの各温度にわたって明らかに高く，改善効果がみられる。

たとえば650℃での引張強さは本鋼の場合，マルテンサイト：83.5 kg/mm², 上部ベイナイト：85 kg/mm²であるのに対し，3Ni－3Mo鋼の場合マルテンサイト：65 kg/mm², 上部ベイナイト：71 kg/mm²である。全伸び，均一伸びとも300～350℃で極大を示すが，これは引張強さの増大に対応しており，両伸びとも上部ベイナイトの場合の方が大きい。600～650℃で伸び，絞りの減少がみられるが，3Ni－3Mo鋼の場合ほどの大きな低下は生じない。

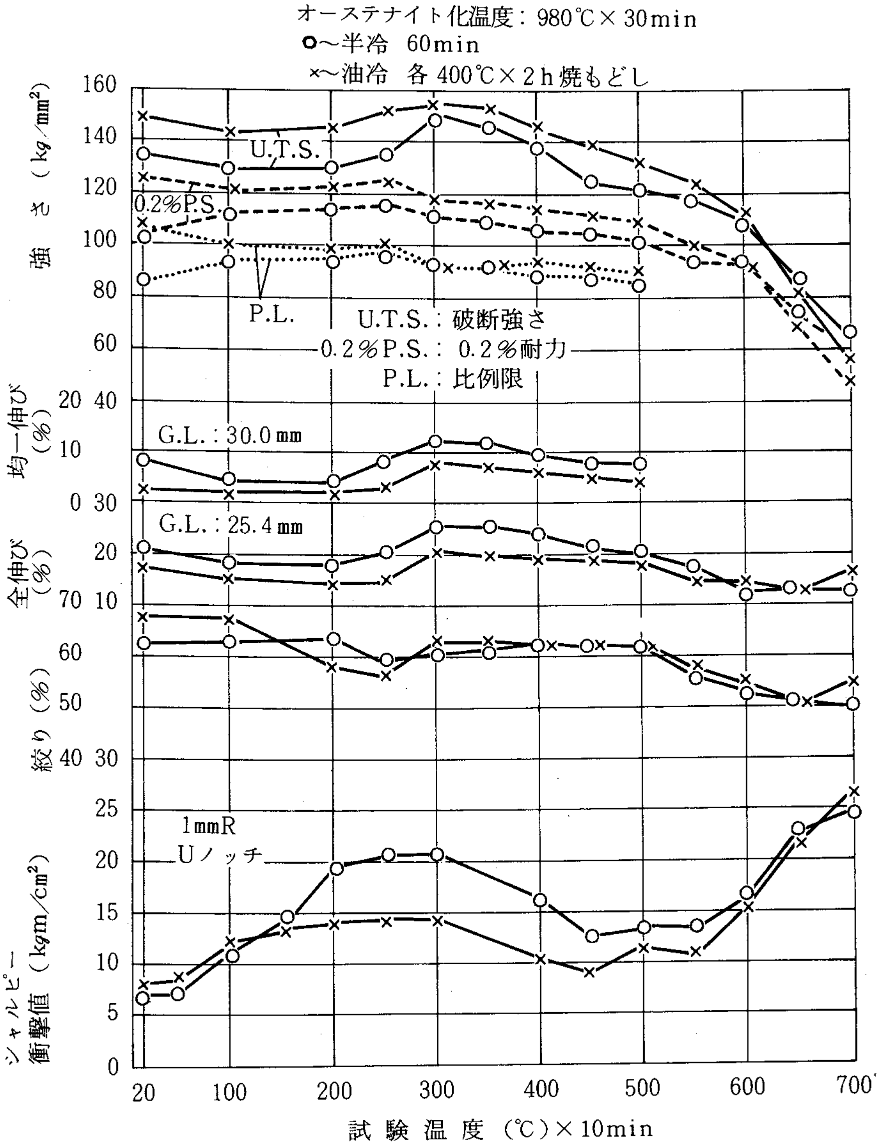


図80　引張性質およびシャルピー衝撃値におよぼす試験温度の影響
（試験片平行部径：6.35㎜，歪み速度：2.0㎜/min（クロスヘッド））
（3Cr－W－Mo－V－Co鋼）

シャルピー衝撃値は常温では上部ベイナイトの場合の方がやや低く，両組織の場合とも250～300℃で最大を示すが，その値は上部ベイナイトの場合の方が明らかに高く，450～550℃で減少するが，600℃以上で回復する。550℃での衝撃値はマルテンサイト：10.5 kgm/cm²，上部ベイナイト：14 kgm/cm²で，3Ni－3Mo鋼の場合（マルテンサイト：9 kgm/cm²，上部ベイナイト：11 kgm/cm²）よりも高い。

(8)　焼入冷却速度による疲労クラック進展特性の変化

(a)　切り欠き疲労クラック進展性試験

半冷60minの冷却により生成した上部ベイナイトおよび油冷により生成したマルテンサイトの試料について，400℃×2h焼もどし後2.2.1に示した方法により，550㎏⇄20㎏，5 cycles/secの繰り返し引張荷重を与えた場合の繰り返し回数とクラック深さの関係を図81に示す。クラック深さの増大（△Kの増大）とともにクラック進展速度は増加しているが，半冷60minの冷却による上部ベイナイトの場合の方が全体としての進展速度は小さい。このため，へき開破壊型の破壊に移行する限界のクラック深さはK_{IC}の値の低い上部ベイナイトの場合の方が浅いが，総繰り返し回数は上部ベイナイトの場合の方が大きい。

写真50に疲労クラック2.5，5.0㎜進展部の破面像を示す。疲労破面特有のストライエー

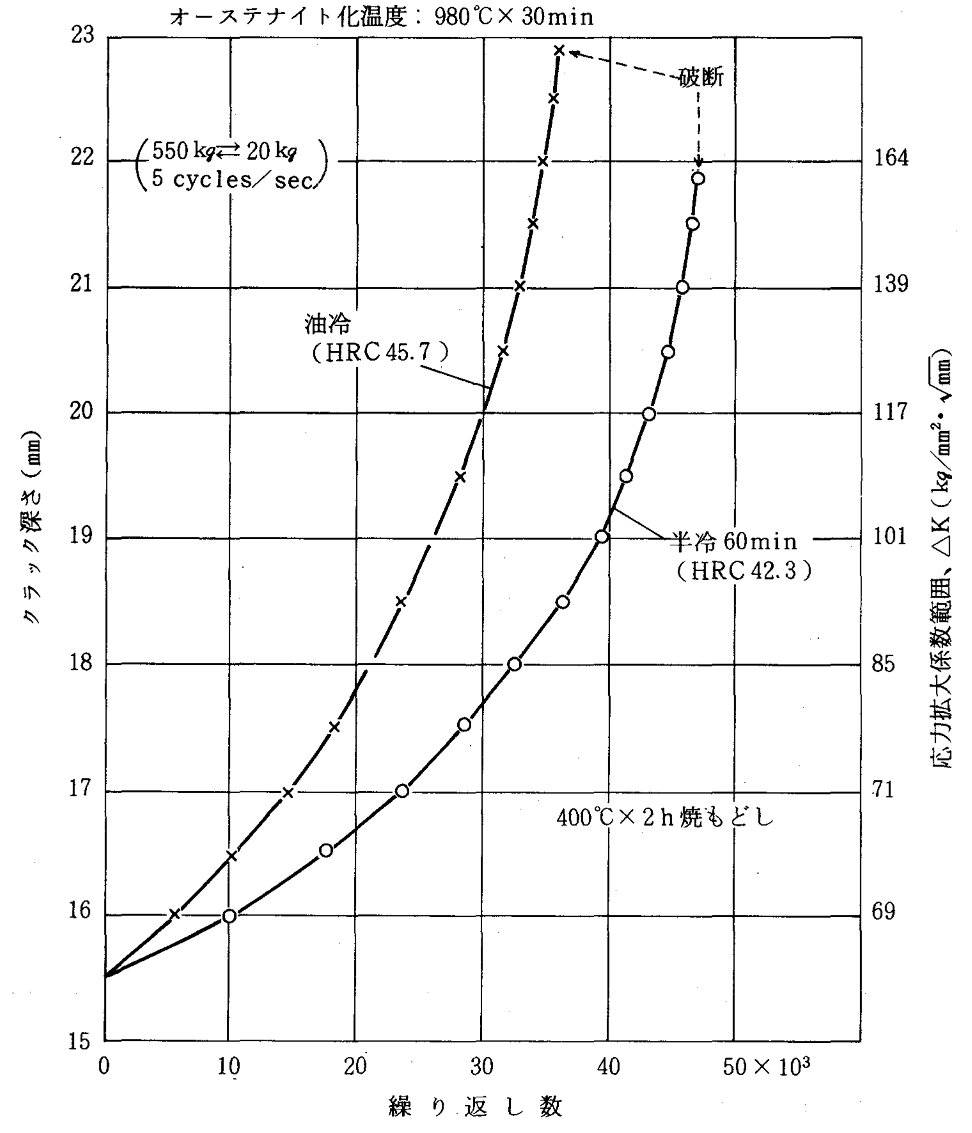
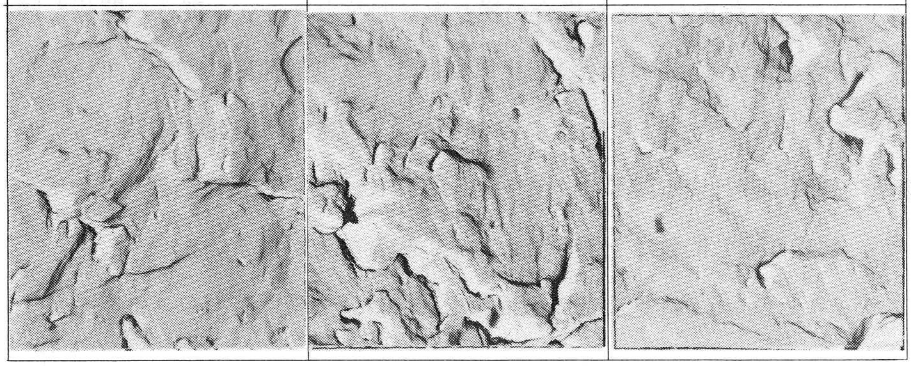


図81　切り欠き疲労クラック進展性試験結果
（3Cr－W－Mo－V－Co鋼）

油 冷 クラック 2.5㎜進展部	半 冷 60min	
	クラック 2.5㎜進展部	クラック 5.0㎜進展部



オーステナイト化温度：
980℃×30min

写真50 焼入冷却速度による焼もどし(400℃×2h)後の切欠き疲労クラック進展性試験片破面形態の変化
(3Cr－W－Mo－V－Co鋼，レプリカ電顕像) ×4,000

ションがみとめられ，その間隔はクラック深さの増大とともに増加しており，図81から求められるクラックの進展速度とほぼ対応している。3Ni－3Moの場合に対比して疲労クラック進展速度は本鋼の場合の方がやや大きい。

(b) 小野式回転曲げ疲労試験結果

半冷60minの冷却により生成した上部ベイナイトおよび油冷により生成したマルテンサイトの試料につき400℃×2h焼もどし後平滑試験片による回転曲げ疲労試験を行なった結果を図82に示す。

破壊に至るまでの繰り返し回数は上部ベイナイトの場合の方が大きい。

この場合でも，破面観察より，上部ベイナイトの場合の方がへき開型破壊に至るまでの疲労クラック進展深さそのものは浅いことが確認された。疲労限応力値も上部ベイナイトの場合の方がやや高い。

(9) 焼入冷却速度による衝撃遷移特性の変化

半冷60minの冷却により生成した上部ベイナイトおよび油冷により生成したマルテンサイトの試料につき400℃×2h焼もどし後Vノッチシャルピー試験片を用いて20～300℃での衝撃値を求めた結果を図83に示す。また，クラック1㎜進展部の破面の走査電顕による観察結果を写真51に示す。

50%脆性破面遷移温度はマルテンサイトの場合100～150℃，上部ベイナイトの場合150～200℃であり，マルテンサイトの場合の方が低温側にあるが，上部棚エネルギー値は上部ベイナイトの場合の方が明らかに高い。150～200℃以上の延性破面域における破面の形態は，マ

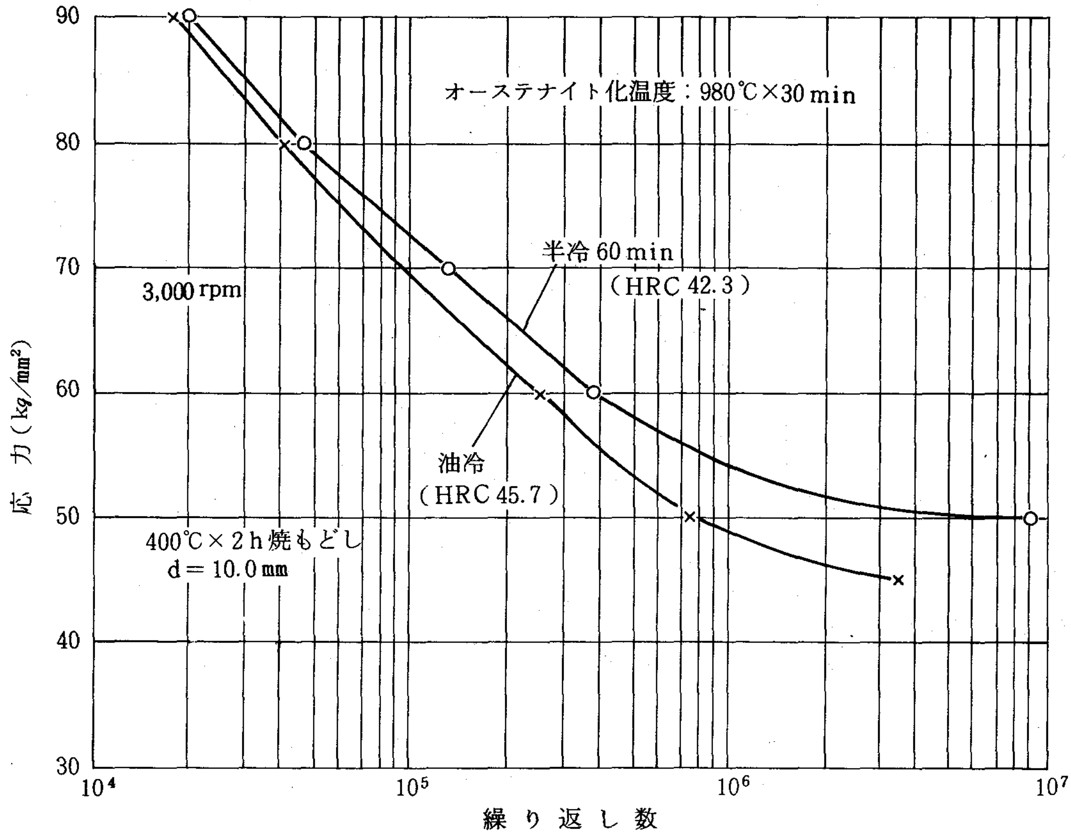


図82　回転曲げ疲労試験結果（3 Cr－W－Mo－V－Co鋼）

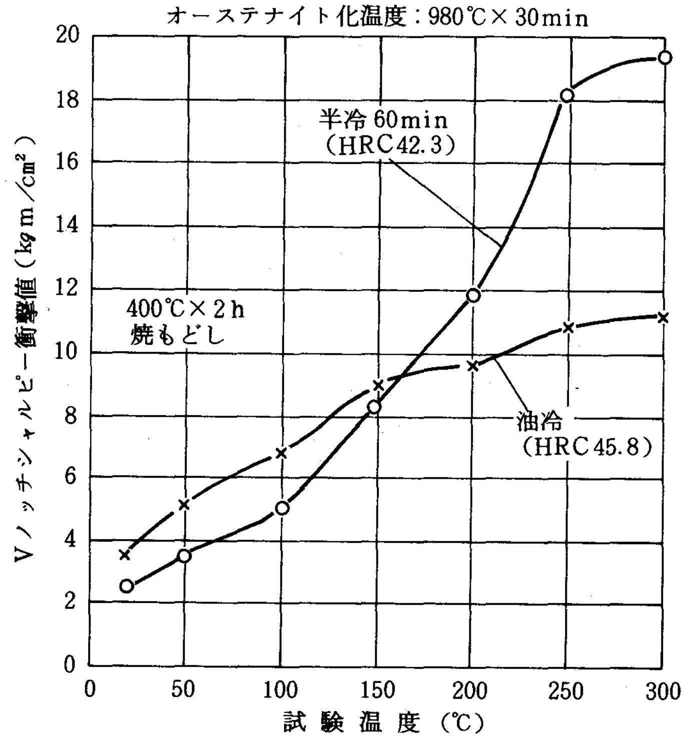


図83　Vノッチシャルピー衝撃値におよぼす試験温度の影響
（3 Cr－W－Mo－V－Co 鋼）

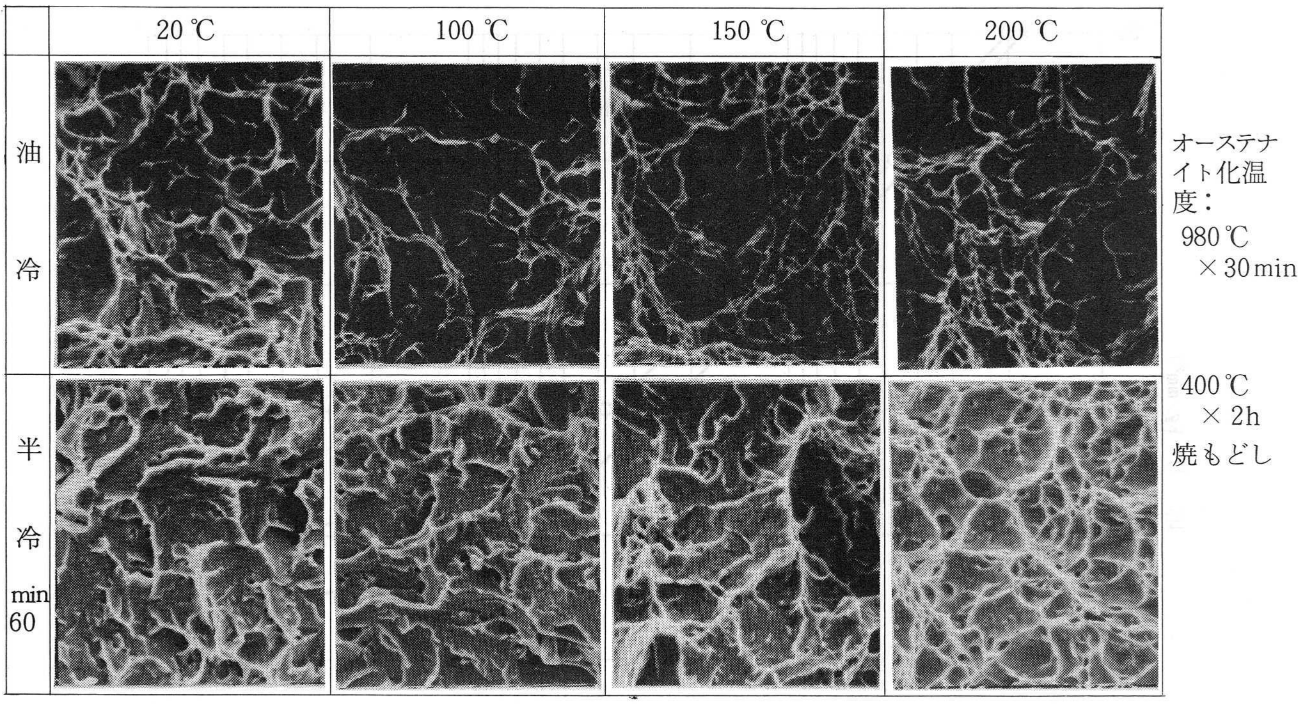


写真51　焼入冷却速度による衝撃遷移特性試験片（Vノッチシャルピー）破面の形態変化
（3Cr－W－Mo－V－Co鋼，走査電顕像）　×1,000

ルテンサイトの場合極微細なデインプルの密集部が混在するのに対し，上部ベイナイトの場合の方がデインプルの大きさが一様でその径が大きい。

3Ni－3Mo鋼の場合に比較すれば，破面遷移温度は3Ni－3Mo鋼の場合の方が低いが上部棚エネルギー値は本鋼の場合の方が高い。

(10)　焼入冷却速度による高温クリープ破断強さの変化

半冷60minの冷却により生成した上部ベイナイトおよび油冷により生成したマルテンサイトの試料について，400℃×2h焼もどし後，700℃，$15\ kg/mm^2$でクリープ破断試験を行なった結果を図84に示す。

上部ベイナイトの場合の方が破断時間は明らかに大きく，高温強度特性がすぐれている結果を示している。写真52に破断部の抽出レプリカ電顕法で観察した炭化物の形態を示す。いずれも炭化物の凝集がすすんでいるが，上部ベイナイトの場合の方が残存する針状，点状の微細炭化物の分布密度が相対的にやや高く，破断時間の大小に対応している。

3Ni－3Mo鋼の場合と対比すれば破断時間は本鋼の場合（マルテンサイト：5.4h，上部ベイナイト：9.8h）の方が明らかに高く，かつ上部ベイナイト化による破断時間の増加の程度も大きい。3Ni－3Mo鋼の場合の破断時間はマルテンサイト：2.8h，上部ベイナイト：4.1hである。

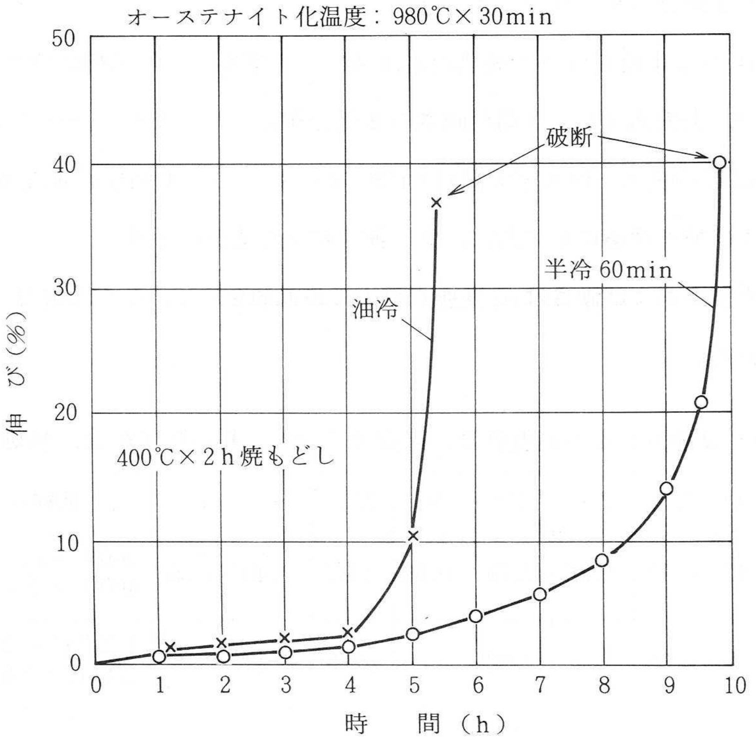
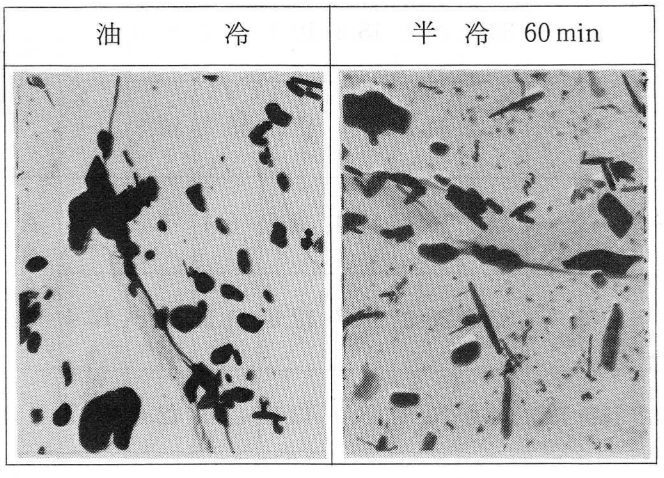


図84 高温クリープ破断試験結果（700℃，15 kg/mm²）
（3Cr－W－Mo－V－Co鋼）



オーステナイト化温度：
980℃×30min
400℃×2h焼もどし後試験

（700℃，15 kg/mm²）

写真52 高温クリープ試験後の試験片破断部の炭化物凝集状況
（3Cr－W－Mo－V－Co鋼，抽出レプリカ電顕像） ×20,000

(11) A_1変態点付近における高温強度の変化

A_1変態点は熱間鍛造型としての使用時の被加工材との摩擦接触などによる再焼入層の生成やA_1変態点を越えて昇温した型表面の塑性流動を通じ型寿命に影響を与えることは先記した。A_1変態点付近で高温強度がどのように変化するかはとくに型表面の塑性流動によ

る損耗挙動に関し重要な意味を持つと考えられる。

このような観点より，半冷 60 minで焼入冷却後 400℃で焼もどした試料につきA_1変態点前後における高温耐力，引張強さおよび高温硬さの変化を測定した。また，併せてマルテンサイト系熱間工具鋼SKD 7の焼入ー焼もどし試料（HRC 45）についても同様に測定を行なった。試料の化学組成および熱処理条件を表22に，また測定結果を表23に示す。

高温耐力，引張強さおよび硬さはA_1変態点直上で最低値を示し，とくに耐力の低下が大きい傾向がみとめられた。

表22　A_1～A_3 変態点付近の高温強度，高温硬さ測定試料の化学組成，熱処理条件

	C	Si	Mn	Ni	Cr	W	Mo	V	Co	試験片の熱処理条件
3 Cr−W−Mo−V−Co 鋼	0.22	0.47	0.73	0.85	2.75	0.65	1.87	0.40	1.05	980℃×30 min 半冷 60 min冷却 400℃×2 h焼もどし
S K D 7	0.35	0.30	0.33	—	2.82	—	2.75	0.47	—	1,010℃×30 min油冷 620℃×2 h焼もどし

表23　3Cr−W−Mo−V−Co鋼，SKD 7のA_1 −A_3 変態点付近の高温強度，高温硬さ測定例

			20	600	650	700	720	740	760	780	800	820	840	860 ℃	A_1 ～A_3 変態点（昇温速度1℃/min）
高温引張強さ	3Cr-W-Mo-V-Co鋼	0.2％耐力（kg/mm²）	—	—	—	—	—	33.7	25.8	18.6	10.3	9.4	10.9	—	A_1 781 ～ 782 ℃ A_3 856℃
		引張強さ（kg/mm²）	—	—	—	—	—	45.2	34.2	27.4	18.3	15.7	16.1	—	
	SKD7	0.2％耐力（kg/mm²）	—	—	—	—	—	22.6	16.1	11.4	5.9	5.4	7.2	7.3	A_1 817 ～ 819 ℃ A_3 848 ～ 850 ℃
		引張強さ（kg/mm²）	—	—	—	—	—	33.9	26.8	18.7	12.6	11.2	11.8	12.4	
高温硬さ	3 Cr-W-Mo-V-Co鋼	H V	408	274	222	150	122	84.0	70.6	53.0	42.6	42.0	42.6	49.2	それぞれ同上
	S K D 7	H V	457	283	218	122	105	68.4	58.6	42.6	37.4	37.5	38.6	40.2	

（備考） (1) 引張試験：各試験温度に昇温後 5 min保持して試験
(2) 硬さ試験：階段的に昇温しつつ各試験温度に 5 min保持後測定

型表面部の昇温程度の大きい型用途の場合，A_1変態点の高，低あるいは使用時の昇温がA_1変態開始点を越えるか否かにより型寿命が大きく左右される可能性があるといえる。

3.1.3.3　考　　察

(1)　焼入冷却速度による焼もどし時の炭化物の析出凝集形態の変化

油冷により生成したマルテンサイトの焼もどしの場合と対比して，半冷60 minの焼入冷却で生成した上部ベイナイトの焼もどしの場合の炭化物の析出，凝集挙動の特徴は，高温強度特性との関係からみると，

(a)　500℃を越える焼もどし温度での特殊炭化物の析出に先行する500℃以下でのM_3Cの析出が旧オーステナイト粒界，ベイナイト粒境界の一部を除きほとんど生ぜず，かつその結果として，600～650℃でのその場核生成による$M_3C \rightarrow M_7C_3$変態が少量に抑制され，強化に寄与する転位上へのMC[89)90)]およびこれに続くM_2C[45)]の析出量の増加と分布密度の増大，均一分布をまねくこと，

(b)　炭化物の凝集過程において，M_6Cの析出および凝集の場所としてのベイナイト粒境界の分布密度がマルテンサイトにおけるラス境界のそれよりも格段に低く，[22)24)]凝集のはやいM_7C_3[46)]の生成が抑制されることとあいまって微細析出炭化物の分布密度の減少を遅らせる効果をもたらすこと，などである。

すなわち，

(i)　強化に寄与する有効な極微細炭化物の析出量の増大と分布密度の増大，より均一な分布，

(ii)　極微細炭化物の凝集に対する抵抗性の増大，

に要約される。マルテンサイト焼もどしの場合に対する上記傾向の度合は3Ni－3Mo鋼におけるそれよりも大きく，上部ベイナイト化による高温強度改善効果がより大きいことを示している。

上記塊状上部ベイナイトの場合，焼もどし時のM_3Cの析出がベイナイト粒境界，旧オーステナイト粒界の一部にわずかに生じたのみであった原因については，上部ベイナイト変態にともなうオーステナイト側へのCの移動により，生成したベイナイトへのCの過飽和度が低いこと，高C化した残留オーステナイトの安定化，炭化物析出の場所としてのベイナイト粒境界の分布密度が低いこと，などがあげられる。

上記炭化物の挙動は，マルテンサイトの場合に対比して，上部ベイナイトの場合の方が，析出最高硬さが高く，600℃以下での軟化抵抗が大きいこと，600～650℃以上の焼もどし温度および試験温度での強度が高いことや，格子歪みの目安としての(211)面からの回折X線の半価幅が焼もどし温度550～650℃で上部ベイナイトの場合の方が大きいことなど，高温域での強度特性においてみとめられた上部ベイナイトの優位性を裏付けている。

上部ベイナイトの場合の650℃焼もどしにおける析出炭化物の分布密度に注目すると，3Ni－3Mo鋼の場合と比較して明らかに分布密度は高く，析出炭化物の種類は雲状のMC

を主体とし，針状のM_2Cが混在しており，所期の目標に沿っていることが確認された。

析出炭化物の凝集抵抗の増大のメカニズムについてはＳIMCOE[39)]らの指摘しているように，

MC析出→MC再固溶→M_2C析出→M_2C成長の過程をたどるため凝集抵抗が増大したこと，

また，HONEYCOMBE[46)]の指摘しているように，

V添加によるM_2Cよりも凝集抵抗の大きいMCの析出自体およびM_2Cの成長抑制の効果，などが考えられる。

つぎに，靱性面から本鋼の半冷60 minの焼入冷却により得られる上部ベイナイトの場合の焼入組織，焼もどし時の炭化物の析出，凝集挙動の特徴を要約すると，標準の400℃焼もどしの状態では，

(i) ベイナイト粒幅の増大（マルテンサイトのラス幅対比）や有効結晶粒径の増大など組織単位の増大，

(ii) ベイナイト粒境界および粒内への多量（15％前後）の残留オーステナイトの生成，

(iii) M_3Cの析出をほとんど生じないこと，に要約される。

(i)による不利な傾向を，(ii), (iii)による改善効果で補ない，マルテンサイトの場合に準ずるK_{IC}値と，マルテンサイトの場合よりすぐれた耐疲労クラック進展性や上部棚エネルギー値を得るとともに，実用上必要な水準の靱性値を得ることを目標としているが，980～1,000℃より半冷60minで焼入し，400℃で焼もどし処理することにより所期の靱性値が得られている。

一方，特殊炭化物の析出を生じる500℃を越える焼もどしの場合，先記極微細析出炭化物の分布密度の増大とともに旧オーステナイト粒界への炭化物の優先析出の傾向が増大し，靱性の低下はマルテンサイトの場合よりも明らかに大きく，析出硬化層の靱性は低くなる傾向を示す。上部ベイナイト化にともなう旧オーステナイト粒界への優先析出傾向の増大の原因は，その場核生成によるM_3C→M_7C_3変態が抑制され，炭化物の析出量が増大すること，析出，凝集の場所としてのベイナイト粒境界の分布密度が減少するためである。

また，3Ni－3Mo鋼の場合よりも旧オーステナイト粒界への優先析出の傾向が大きいのは，3Ni－3Mo鋼の場合，旧オーステナイト粒界へのM_6Cの析出と同時に粒内でその場核生成によるM_2C→M_6C変態がすすむのに対し，本鋼の場合，粒内での上記M_2C→M_6C変態をほとんど生じないためと推察される。ただし，プレス鍛造型材としての本鋼の特性改善の考え方としては，析出硬化層の高温強度を高めて型表層部の塑性流動を抑え，一方非析出硬化のまま保たれる芯部の靱性を確保してクラックの表面下での合流や内部への進展を抑え，型寿命の向上を狙うもので，析出硬化層の浅い（たとえば1.5 mm）一般のプレス鍛造型の場

合，析出硬化層の靱性が低めに移行することはとくに支障にならないと考えられる。

(2) 焼もどし温度による引張性質，シャルピー衝撃値の変化

焼もどし温度500℃以下で上部ベイナイトの場合の方がマルテンサイトの場合にくらべて比例限，耐力が低く，一方均一伸びが高いことによって示されるように加工硬化性は大きく，引張強さにおいて両者の差が接近しているのは3Ni－3Mo鋼の場合と同様で，これは上部ベイナイトにともなうCを濃化した多量の残留オーステナイトの影響によると考えられる。

転位上への炭化物のあきらかな析出と残留オーステナイトの分解の開始する焼もどし温度以下に相当する475～500℃で比例限，耐力は最低を示しているが，これは3Ni－3Mo鋼に関して記述したように固溶強化作用の減少が一因と考えられ，同様に3Ni－3Mo鋼に関して記述したようにM_3Cの非整合析出分布，また，引張変形における残留オーステナイトのマルテンサイト化傾向の増大などにより加工硬化性は最大となり，引張強さの増大を開始したものと推察される。

転位上への微細な特殊炭化物MCの析出を開始し，かつ残留オーステナイトの減少をともなう焼もどし温度525～550℃で比例限は上昇し，マルテンサイト，上部ベイナイトの場合で同等となり，ある程度の水準を維持している加工硬化性との組み合わせにより引張強さは最大を示す。その値は上部ベイナイトの場合の方が高いが，その一因はCを濃化した残留オーステナイトの高い加工硬化性と引張変形によるマルテンサイト化にあるものと推察される。

さらに残留オーステナイトが完全に分解し，転位上への析出が進んだ575～600℃で比例限は最大となり，0.2％耐力も最大を示す。その値は上部ベイナイト，マルテンサイトの場合で同等である。600℃以上での比例限，0.2％耐力，引張強さの減少が上部ベイナイトの場合の方が相対的に少ないのは，(1)に記述したように上部ベイナイトの場合の方が析出炭化物の凝集がマルテンサイトの場合よりも遅れることに対応している。

衝撃値に関しては，上部ベイナイト化により，500℃を越える焼もどし温度での析出硬化にともなう衝撃値の低下が大きく，650℃までほとんど回復を示さないが，これは析出炭化物の分布密度が高く，かつ600～650℃で旧オーステナイト粒界への析出が増大するためと推察される。

以上，上部ベイナイト組織にもとずく焼もどしにおける引張性質，シャルピー衝撃値の特徴につき考察した。

3Ni－3Mo鋼の場合に対し，改善の目標とした特性についてその効果を吟味してみると，焼入－400℃焼もどしの場合の強さは目標のHB388～401に相当する強さを満たしており，700℃までの各焼もどし温度において強度特性が3Ni－3Mo鋼のそれを上まわり，とくに焼も

どし温度600～650℃での強度低下が格段に少なくなっていることなど，改善効果が確認された。

なお，衝撃値は標準の400℃焼もどしでは3Ni－3Mo鋼のそれに準ずる水準を維持するものであることが確認された。

(3) 破壊靱性値K_{IC}の挙動

標準の400℃焼もどしの場合，破壊靱性値K_{IC}は，塊状上部ベイナイト化により，硬さ，耐力の低下にもかかわらずマルテンサイトの場合より低値を示すが，これはへき開型不安定破壊に先立つストレッチゾーンの幅など破面観察からも裏付けられた。上部ベイナイトの場合，焼入温度の上昇によるK_{IC}の増大は残留炭化物の減少の影響を含むと考えられるが，残留オーステナイト量の一層の増加もその原因と考えられ，サブゼロ処理によるK_{IC}の減少はこれを裏付けている。

なお，マルテンサイトの場合，焼入温度の上昇により結晶粒径は増大し，また，残留オーステナイト量の増加は少量であるにもかかわらずK_{IC}は顕著に増大を続ける結果を得たが，別途実施したシャルピー衝撃試験結果では，マルテンサイト，上部ベイナイトの場合とも焼入温度980～1,000℃で衝撃値は最大を示した。

高温から焼入れるほどマルテンサイト試料のK_{IC}が増大し，シャルピー衝撃値が低下することについては，R. O. RICHIE[91]らがAISI 4340鋼について，クラックあるいはノッチ先端の塑性域の大きさと結晶粒の大きさとの関係で説明を試みている。

その他高温から焼入れるほどマルテンサイト試料のK_{IC}が増大することについてはG.Y.LAI[92]ら，D. WEBSTER[93]，武井，中佐[94]の報告があり，マルテンサイト境界のフィルム状残留オーステナイト[92]の生成，残留オーステナイト量の増大[93)94)]の面より説明が試みられているが，これらの点については別途検討したい。

本鋼の場合，塊状上部ベイナイト化により総合効果としてK_{IC}は減少するが，これにともなう多量の残留オーステナイトによる改善効果を含んでいる点を注目する必要がある。

つぎに，析出硬化域の575℃焼もどしの場合も上部ベイナイトの場合の方がK_{IC}の値は低いが，これは塊状化，有効結晶粒径に対応する組織単位の増大など，前記要因ならびに微細析出炭化物の分布密度が大きいこと，また旧オーステナイト粒界への優先析出の傾向が相対的に大きいこと，などが原因と考えられる。

以上本鋼の半冷60minの場合のK_{IC}値は400℃焼もどしでは，3Ni－3Mo鋼の場合よりは低いが，185～190 $kg/mm^2 \cdot \sqrt{mm}$ の値を維持しており，その値はSKD 62（HRC 45）のK_{IC}値と同クラスで熱間プレス鍛造型用鋼として，十分使用に耐え得る水準にあると判断される。

析出硬化状態でのK_{IC}値は98 $kg/mm^2 \cdot \sqrt{mm}$で低いが，析出硬化深さが型表層部のみにとどまる一般用途の熱間鍛造用金型の場合にはとくに問題とはならないと考える。

(4) 試験温度と引張性質およびシャルピー衝撃値の関係

(a) 高温引張強さは600℃を境に高温側で上部ベイナイトの場合の方が高いが，これは析出炭化物の凝集に対する抵抗性が上部ベイナイトの場合の方が高いためと考えられ，また上部ベイナイトの場合の方が700℃でのクリープ破断時間が大きいのも同様の理由によると考えられる。

3Ni－3Mo鋼においてはM_2Cの有効析出量はマルテンサイト，上部ベイナイトの場合でほぼ同等と考えられるが，本鋼の場合マルテンサイトの場合では500℃以上の温度への昇温によりその場核生成による$M_3C \rightarrow M_7C_3$変態が生起するため上部ベイナイトの場合の方が基地中への微細炭化物MC，M_2Cの有効析出量が多く，このため上部ベイナイト化によるクリープ破断時間の増加の割合は3Ni－3Mo鋼におけるそれよりも大きくなると考えられる。

一方，600℃を境に低温側で上部ベイナイトの場合の方が引張強さが低いのは，Cの固溶による固溶強化の寄与がマルテンサイトの場合よりも小さいためと思われる。

本鋼の場合3Ni－3Mo鋼の場合に対し，ベイナイト焼入硬さの増加，析出炭化物の凝集抵抗の増大により，700℃までの各試験温度において，高温強度が高く，所期の目標に沿う改善を確認できる。

(b) 伸び，絞りは600～700℃で最低値を示すが，3Ni－3Mo鋼の600～650℃におけるような大幅な低下は示さない。これは本鋼の場合旧オーステナイト粒内にも若干の粒状のM_7C_3の生成と優先的な成長が行なわれ，この付近に微細炭化物の分布密度の低い部分が形成され，3Ni－3Mo鋼の場合のように旧オーステナイト粒界部のみに微細炭化物の分布の密度の低い"denuded zone"を生じることがなく，旧オーステナイト粒界部への塑性変形の極端な集中をまねかないためと考えられる。

(c) 200～350℃での衝撃値の最大値が上部ベイナイトの場合の方が明らかに高いことがみとめられる。上部ベイナイトの場合の方が高い値を示すことのミクロ組織要因は，3Ni－3Mo鋼の場合と同様，残留オーステナイト量が多く，またM_3Cの析出がないこと，耐力が低いことによりデインプルの十分な発達をまねくことによると考えられる。

また，450～550℃での衝撃値の減少は残留オーステナイトの分解と微細な炭化物の析出や旧オーステナイト粒界へのM_6Cの析出が生じたことによると考えられるが，この場合でも上部ベイナイトの場合の方が衝撃値の水準が高いのは，一部残留オーステナイトの残存によると考えられる。

一方550℃以下の温度での引張性質に関し，マルテンサイト，上部ベイナイトの場合とも3Ni－3Mo鋼においてみとめられたと同様，300℃前後で引張強さの増大がみられる。この場合，同時に伸び，絞りの増大をともなっている点からみて，一般にみとめられている青熱脆性,[95] 歪み時効[96]とはことなる現象と推察される。

破断後の試験片につき，中心軸を通り破断部より5㎜部一帯の残留オーステナイト量を測定した結果を表24に示す。

表24　引張試験片の破断部近辺（破断部より長手方向5㎜部）の残留オーステナイト量(%)測定結果（3Cr－W－Mo－V－Co鋼）

オーステナイト化温度：980℃×30min　(%)

試験温度(℃)	20	250	350	400	引張試験前
油冷－400℃×2h焼もどし	0.7	0.6	0	0.4	4.4
半冷60min－400℃×2h焼もどし	6.0	5.7	1.4	5.5	15.5

試験温度350℃の場合の残留オーステナイト量がもっとも少ない結果が得られた。350℃は恒温変態線図におけるベイナイトノーズに相当する温度であることを考慮して3Ni－3Mo鋼に関し推察したように，引張変形により残留オーステナイトから上部ベイナイトへの変態が加速されることによる，と考えられる。

(5)　焼入冷却速度による切り欠き疲労クラック進展特性の変化

(a)　切り欠き疲労クラック進展性試験の結果では写真50にみられるように，ストライエーション間隔はマルテンサイトラス幅相当で，上部ベイナイト粒幅やこれにともなう片状残留オーステナイトの平均寸法よりも小さい。

上部ベイナイトの場合の方がクラックの進展速度が小さい点について，3Ni－3Mo鋼の場合と同様破面断面のミクロ観察により組織との関連性を検討したが，明確な対応性を見出すには至らなかった。

一方，

(b)　平滑試験片による回転曲げ疲労試験の結果においても，上部ベイナイトの場合の方が破断寿命が大きく，疲労限強度も高い結果を得た。

A. S. TETELMAN[50]らは，平滑試験片による高サイクル疲労（たとえば10^5サイクル）の場合は疲労寿命に占めるクラック発生段階の割合が大きく，低サイクル疲労ではクラック進展の段階が寿命を左右すると指摘している。

(a)の結果を併慮して，本試験の結果，発生，進展の両段階にわたって上部ベイナイトの場

合の方が繰り返し回数が大きかったと推察される。

疲労寿命におよぼす残留オーステナイトの影響についての検討例としては，軸受鋼の転動疲労に関し，数%の残留オーステナイトの存在で最大寿命を与えるとの矢島，杉山，寺島ら[97]の報告があり，硬球走行面上で加工作用による残留オーステナイト→マルテンサイト変態にもとずく高い硬さが効果的に働いたと推察されている。また，H.E.FRANKELら[98]は，本鋼の場合よりも高い硬さ水準での4340鋼や軸受鋼の回転曲げ疲労強度に関し，残留オーステナイトの存在は疲労寿命を低下させると報告しているが，その原因を繰り返し応力下での試験片表面部での残留オーステナイト→マルテンサイト変態の生起に起因するミクロクラックの発生により，クラック発生までの繰り返し回数を低下させるためと推定しており，上記に関連する加工硬化そのものが疲労強度を低下させるとの立場はとっていない。

一方，A.S.TETELMANら[50]は，加工硬化は負荷時のクラックの先端に丸味をおびさせ，1サイクルあたりの進展速度を小さくすると指摘しており，また疲労クラックの進展速度に影響する因子として，開口時のクラック先端部に生じた引張りの塑性歪みに起因するクラックの閉口現象（crack closure）が報告されており，これは強度の低い方がいちじるしく，有効応力拡大係数をより減少させ，疲労強度を高める効果をもたらすとされていることは先記した。

多量の残留オーステナイトをともなった上部ベイナイトの場合の疲労クラック進展速度が小さい原因としては，耐力が低いためクラック閉口現象による有効応力拡大係数の低減効果が大きいこと，均一伸びが大きいことに示されるように，加工硬化性が大きく，クラック先端に丸味を生じやすいこと，などが考えられる。

3Ni－3Mo鋼の場合よりも疲労クラック進展速度がやや大きいのは耐力が相対的にやや高いことが原因と考えられる。

(6) 焼入冷却速度による衝撃遷移特性の変化

50%脆性破面遷移温度は上部ベイナイトの場合の方がマルテンサイトの場合より高く，一方延性破面温度域における衝撃値は上部ベイナイトの場合の方が高く，マルテンサイトの場合よりデインプルがより均一で大きく発達する傾向がみとめられた。この傾向は3Ni－3Mo鋼においてみとめられた傾向と同様であり，そのミクロ組織的要因については(4)に記した。50%脆性破面遷移温度は，上部ベイナイトでは本鋼の場合150～200℃で，3Ni－3Mo鋼の場合の50～100℃より高く，へき開破壊に対する感受性が相対的に大きい傾向を示している。

これは本鋼の場合の方が耐力が高く，延性がやや低く，またNi含有量がやや低いことなどが[82]関与しているものと推察される。本鋼は熱間鍛造用金型として使用する際，割れが問題となる

用途には予熱温度は150～200℃など高めにするなどの配慮が適当と考えられる。

(7) A_1変態点について

本鋼のA_1変態点は802℃で，3Ni－3Mo鋼の場合の726℃に対して高く，目標の温度水準にあり，実験結果の項に記述したように型表面の耐損耗性に関し，有利と判断される。

3.1.3.4 熱間プレス鍛造型による実用テスト

3Ni－3Mo鋼に対し，高温強度向上，耐摩擦特性向上，A_1変態点引上げなど型材特性改善による型寿命の向上効果を確認するため，3Cr－W－Mo－V－Co鋼の試作材を用い，熱間鍛造用型として型打ち鍛造による評価を行なった。

鍛造作業はすえ込み，荒成形，仕上鍛造の三工程からなるが被加工材の肉流れのはげしい荒成形型でテストを行なった。型素材は単重300kg，被加工材は構造用合金鋼で単重約3kg，加工は前方押出し方式で，加熱温度は1,250℃（高周波誘導加熱）で，潤滑は黒鉛水によった。

作業後前方押出による被加工材の型面での肉流れのはげしい型部分につき，型表面肌の観察および断面のミクロ組織観察を行なった。その結果を写真53に示す。

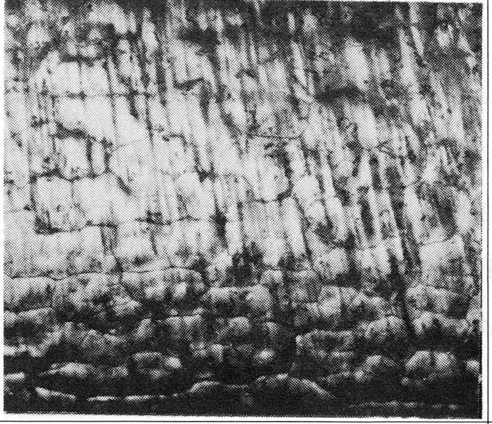
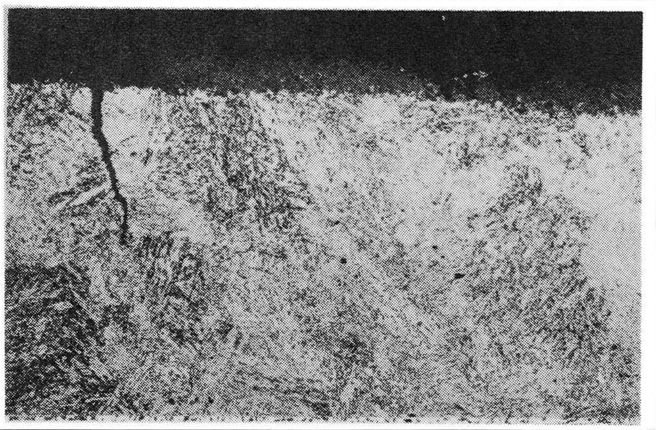
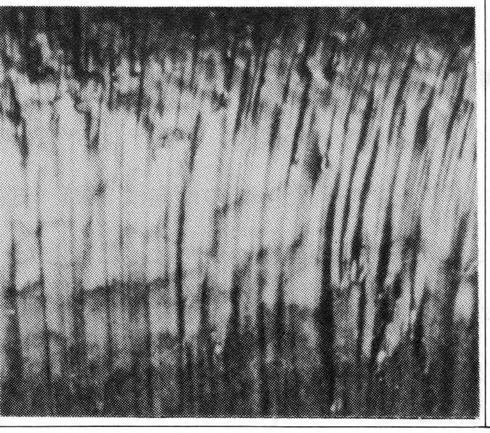
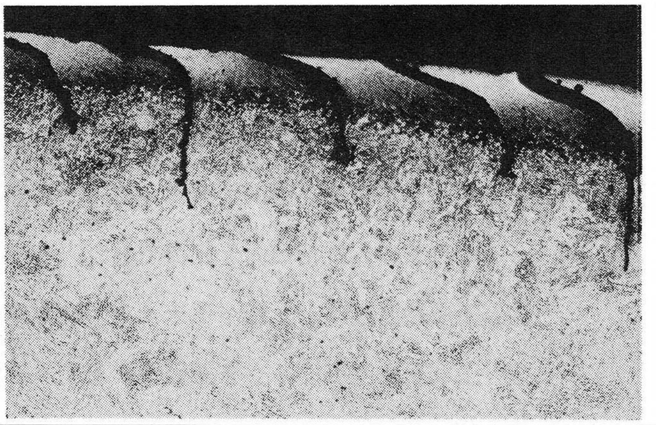
	外　観　肌　（×5.5）	断　面　ミ　ク　ロ（肉流れ平行面）（×50）
開発鋼 3Cr－W－Mo－V－Co鋼（7,500 shot）		
比較鋼 3Ni－3Mo鋼（5,000 shot）		

写真53　3Cr－W－Mo－V－Co開発鋼および3Ni－3Mo比較鋼製熱間鍛造テスト型のテスト後の型面外観および断面表層部ミクロ観察像

比較材は3Ni－3Mo鋼である。

写真53にみられるように3Ni－3Mo鋼の場合ミクロ組織観察から明らかなように型表面のA_1変態点以上の高温に昇温した層の深さが大きく，かつ型表面層の塑性流動が大きく，外観的にも凹凸状肌あれおよび条痕状塑性流動模様が明瞭にみとめられる。これに対し，3Cr－W－Mo－V－Co鋼については，A_1変態点以上への昇温層の深さが浅く，型表面層の塑性流動が少なく，一様に酸化被膜でおおわれており，すぐれた耐損耗性を示すことが確認された。

3.1.3.5　結　　言

3Ni－3Mo鋼に対して高温強度を改善した0.2C－0.8Ni－2.8Cr－0.6W－1.9Mo－0.4V－1Co析出硬化型鋼について，生成するベイナイト組織の形態とこれが高温強度および靱性におよぼす影響をマルテンサイトの場合と比較しつつ検討し，また3Ni－3Mo鋼との特性対比を行ない下記結果を得た。

(1)　半冷時間が10min以上の実用冷却速度での焼入により，15％前後の残留オーステナイトをともなったベイニテイックフェライト型の塊状上部ベイナイト組織（B－Ⅰ型）となる。

(2)　この上部ベイナイトの場合，焼もどし温度あるいは試験温度が600～650℃以上の高温域での強度はマルテンサイトの場合よりも高い。

これは上部ベイナイト化にともない，焼もどし時のM_3Cの析出がほとんど生ぜず，その場核生成による$M_3C \rightarrow M_7C_3$変態が抑制され，極微細炭化物MC，M_2Cの析出量が増大することおよび析出，凝集の場所としてのベイナイト粒境界の分布密度が低いため，極微細析出炭化物の凝集がより高温域まで抑制されることに起因するものと推察される。

(3)　この上部ベイナイトの場合，標準の400℃焼もどしにおいて，マルテンサイトの場合に対比して，

(i)　平面歪み破壊靱性値K_{IC}は低く，50％脆性破面遷移温度は高く，へき開型破壊への感受性は大きいが，疲労クラック進展速度は小さい。

(ii)　衝撃遷移曲線における上部棚エネルギー値が高い。

(iii)　静的引張試験における延性とくに均一伸びが大きい。

これらの機械的性質を支配するミクロ組織因子は，

(a)　マルテンサイトラス幅に対するベイナイト粒幅の増大，有効結晶粒径に対する組織単位の増大によるへき開破壊感受性の増大，

(b)　粒界，粒内への多量の安定な残留オーステナイトの生成分布，

(c)　400℃焼もどしでM_3Cの析出をわずかしか生じないこと，

に集約される。

(a)の靱性低減効果と(b)，(c)の靱性改善効果および耐力が低いことによる靱性，延性改善効果

の総合効果として上記挙動を示すと考えられる。

(4) 特殊炭化物の析出と凝集の進むたとえば550～650℃焼もどしにおいて，強度とは逆に平面歪み破壊靱性値K_{IC}，衝撃値や静的引張試験における伸びはマルテンサイトの場合より低い。

この原因は残留オーステナイトの分解，強化に寄与する極微細炭化物の分布密度と凝集抵抗が大きく，かつ凝集段階においてM_6C等の旧オーステナイト粒界への優先析出の傾向が大きいことなどによると考えられる。ただし，析出硬化が表面の薄い層に限定される一般熱間プレス鍛造型の場合，実用上とくに支障にはならないと考えられる。

3Ni－3Mo鋼においてみとめたと同様熱間金型材料として，本鋼の実用焼入冷却速度で得られる上部ベイナイトは靱性面では安定な残留オーステナイトの場合よりもすぐれた高温強度とマルテンサイトの場合に準ずる靱性を兼備させ得ることが明らかになった。

3Ni－3Mo鋼に対する改善効果については，

(i) 400℃焼もどしの硬さは目標のHB388～401を満たすこと，

(ii) 700℃までの各温度での焼もどしにおける強度が高く，650℃での大幅な強度低下を生じないこと，

(iii) 700℃までの各試験温度における高温強度が高いこと，

(iv) A_1変態点が高いこと，

など所期の目標を満たすことが確認できた。

一方，標準の400℃焼もどしにおける靱性については3Ni－3Mo鋼の場合より低いが熱間鍛造型として使用されているSKD62級の水準を備えており，150～200℃の予熱の採用により3Ni－3Mo鋼の場合に準ずる靱性を維持させ得ることが確認された。

(5) 本開発鋼により熱間鍛造型を製作し，型打鍛造による実用性能を評価の結果，3Ni－3Mo鋼の場合に対し所期の改善効果が確認された。

以上の経過を経て，本開発鋼は現在熱間鍛造型用途に広く使用されるに至っている。[99]

型寿命の実績としては，3Ni－3Mo鋼の2～1.5倍などである。[1]

3.2 含N5Cr－2.5Mo－V高強度マルテンサイト鋼[100]

3.2.1 開発の指針

従来アルミダイカスト型にはSKD6やSKD61が使用されて来ているが，能率向上のための潤滑冷却時の型面の急冷化とともに，

(1)ミシン部品など外装の小物鋳造品を主体とした製品肌基準の高度化の動きが高まって来た。また，一部に (2)薄肉部を有する小物の複雑形状品を成形する際の湯まわり性向上のための湯温の引上げ

（たとえば，通常ダイカスト用アルミ合金ＪＩＳ　ADC 12で620℃前後のものを700℃付近まで引上げる）などが行なわれるようになった。このため従来のSKD6，61ではヒートクラック寿命の低下をまねき型材面からの新たな対応が必要となって来た。

(1)に関してはヒートクラックの発生段階で製品肌限度と見なされるため，ヒートクラック発生までのshot数を増大させることが必要であり，(2)に関しては金型の焼もどし温度を越えた昇温により型材の軟化をともない，熱塑性歪み型の開口度の大きいクラックが早期に生じるもので，高温への昇温による軟化への対策が必要である。

両者の場合とも1.2.2に示したようにSKD61と同等ないしこれに準ずる靱性を保持しつつ高温強度特性面から改善を行なうことが基本となる。

(1)の場合は，(i)初期硬さを上げることにより高温強度を改善する方向と，(ii)型材の高温強度特性自体を改善する方向，がある。

(2)の場合型材の焼もどし軟化抵抗，高温強度自体を改善することが不可欠となる。

したがって，開発鋼の目標特性としては，小～中寸法の金型を対象とし，

(a)　半冷15minで焼入後HRC45に焼もどした状態で少なくとも150$kg/mm^2\cdot\sqrt{mm}$（SKD61の半冷30minの場合のK_{IC}値に相当）以上のK_{IC}値が得られることとし，また半冷30minでも150$kg/mm^2\cdot\sqrt{mm}$　前後のK_{IC}値を保持すること，

(b)　400℃以上においてSKD7の場合に準ずる高温強度を備えていること，とした。

なお，

(1)　高温強度の高いSKD7を本用途に適用できない理由は，(i)析出強化による寄与が大きく，靱性の水準がSKD61の場合より低く，加えて(ii)焼入性が小さいため，熱処理変形の低減の点より衝風冷却による焼入が一般的であるダイカスト型の場合，上部ベイナイト変態がすすみ，大幅な靱性低下をまねく点にある。また，(iii)高温強度の向上とアルミ溶湯による喰われ対策として窒化処理が普及しているダイカスト型の場合，Cr量が3%でやや低いため窒化層が深くなりやすく，ヒートクラックなどの初期クラックが窒化層内にとどまらず，さらに内部に進展する危険性をともなうこと，(iv)同じくCr量との関係により耐酸化性が相対的に小さく，焼入加熱時や衝風冷却時の酸化による肌あれが生じやすいこともその原因である。

一方，

(2)　SKD61の場合の問題点は，Cr量が高く，窒化特性，焼入性は良好であるが，その反面Mo，V量が低いこととあいまって，(i)M_7C_3，$M_{23}C_6$など強化に寄与せず，かつ凝集の進みやすいCr系炭化物の析出が生じやすいこと，このため，(ii)MC，M_2Cなど極微細析出炭化物の分布密度が低く，400℃を越える温度域でSKD7などの高強度鋼に対比して，

強度が低く，とくに650℃以上で極微細炭化物の分布密度の減少が大きく進み，強度の低下が大きいこと，などになる。

上記の点より，寸法的には1,000 ton以下の中〜小マシン用型材を対象とし，

(a) 析出強化を形成する炭化物はMC，M_2Cとし，その析出量をSKD61の場合より多くするとともに，Cr系炭化物の生成を抑制し，MC→M_2Cの炭化物反応を650℃以上の高い焼もどし温度域で生じさせ，極微細析出炭化物の分布密度の低減を抑制する。

ただし，靱性に配慮して極微細析出炭化物MC，M_2Cの分布密度はSKD7のそれよりは低くし，焼もどし温度650℃以下での少量のCr系炭化物の生成は許容する。なお，靱性の点よりMC系の巨大炭化物の生成は抑制する。

(b) 半冷15minでラス状上部ベイナイトの生成量は50％前後ないしこれ以下を目標とし，塊状上部ベイナイトの生成を抑制する。このため5Cr系とする。かつ，有効結晶粒径を小さく保つためN添加により，オーステナイト結晶粒度の微細化をはかる。

(c) 残留炭化物の量をSKD61のそれと同等ないしそれ以下にとどめ，靱性の向上をはかる。

などのミクロ組織的目標に併せて，

(d) SKD61の場合に準ずる窒化特性，耐酸化性を保持させる。

(e) 従来SKD61には1％前後のSiが添加されており，これは耐酸化性の向上をもたらすと同時に500℃以下の焼もどしでのM_3Cの析出量を減少させ，その結果500℃を越える温度域でのその場核生成によるM_3C→M_7C_3変態を抑制し，高温強度を上げることが確認されている。[101)]

しかし，本開発鋼については熱伝導率を高く保つためSi添加は行なわないこととする。

上記条件設定のもとに実験検討を行ない，含N 5Cr−2.5Mo−V鋼の開発を行なった。

3.2.2 含N 5Cr−2.5Mo−V開発鋼の性能

試作試料の化学組成を表25に示す。

素材断面寸法は120㎜×280㎜で，弧光式電気炉で溶製し，鍛錬成形比6以上に熱間成形し,850℃で焼なまし処理した。試験片は表面と中心との中間位置より鍛伸方向に，採取し実験に供した。

表25　試料の化学組成（wt％）

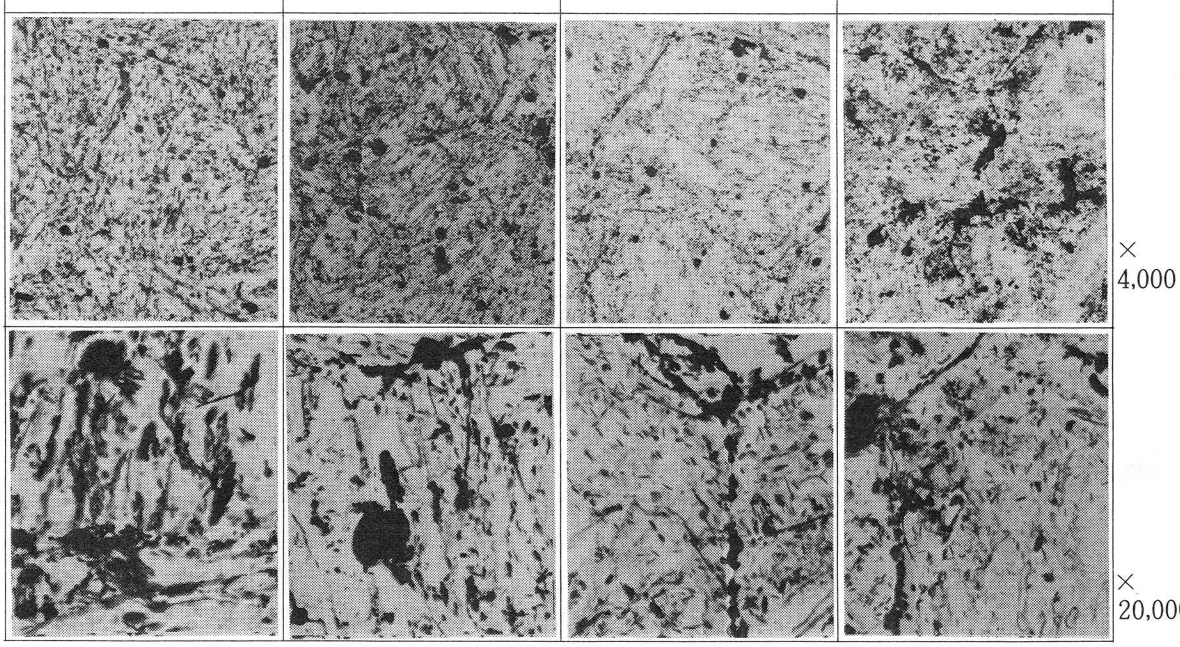
C	Si	Mn	Cr	Mo	V	N
0.30	0.32	0.58	5.10	2.62	0.65	0.041

(1) ミクロ組織特性

12㎜× 12㎜× 6㎜の試験片を用いてオーステナイト化温度1,020℃からの焼入冷却速度とベイナイト組織生成の挙動を観察した。油冷ではラス状マルテンサイト組織(ラス幅0.2μm)を示すが，半冷15minでは約50%のラス状上部ベイナイト(ラス幅0.25μm)と10%前後の下部ベイナイト(ベイナイト粒内に炭化物の析出をともなう)を生成し，塊状上部ベイナイトの生成は目標通り抑制されている。半冷30minでは，ほぼ全面上部ベイナイト組織となり，ラス幅は0.3μmに増加し，上部ベイナイトはほとんどなくなる。半冷45minでは一部塊状上部ベイナイト化を示し，半冷60minではほぼ全面塊状上部ベイナイトとなり，ベイナイト粒幅は0.5μm前後となる。オーステナイト平均粒度はＪＩＳ №9.0で微細である。

残留炭化物の面積率は0.40%，平均粒径は0.22μm(粒径0.15μm以上の炭化物につき測定)で，先記SKD61の場合に対し残留炭化物の面積率はやや小さく，粒径も小さい。なお，MC型の巨大炭化物の生成はみられなかった。写真54に1,020℃より油冷，半冷15, 30, 60minで焼入後HRC 44に焼もどし処理した場合の抽出レプリカ電顕法による析出炭化物の分布状態を示す。

油　冷	半　冷　15min	半　冷　30min	半　冷　60min



オーステナイト化温度：1,020℃×30min

写真54　焼入冷却速度による焼もどし(HRC 45)時の炭化物析出，分布形態の変化
(含N 5Cr−2.5Mo−V鋼，抽出レプリカ電顕像)

油冷の場合，密に分布するラス境界を主体に炭化物の析出分布がみとめられ，炭化物の分布は全体として均一である。基地の極微細析出炭化物の分布密度は相対的に低い。半冷15minではマルテ

ンサイトおよび上部ベイナイトのラス境界への析出および下部ベイナイト粒内の生成炭化物の成長がみられる。わずかに旧オーステナイト粒界への析出がみられるが，炭化物の分布は油冷の場合に準じて均一である。

基地には極微細析出炭化物の分布密度の若干の増加がみられる。半冷30minでは旧オーステナイト粒界への優先析出が進み，ベイナイト粒境界への析出がみられるが，ベイナイト粒幅の増大にともないベイナイト粒境界の分布密度は減少し，炭化物分布の不均一化が進んで来る。基地の雲状および針状の極微細析出炭化物の分布密度は明らかに増加する。半冷60minでは旧オーステナイト粒界への優先析出が顕著にすすみ，基地の雲状および針状の極微細析出炭化物の分布密度が一層増大する。

SKD 61 の場合に対比すれば，旧オーステナイト粒界への軽い優先析出の開始がSKD 61 の場合半冷30minで生じるのに対し，これよりはやい半冷15min前後から生じることがみとめられた。$M_3C \rightarrow M_7C_3$ 変態を示す密集棒状あるいは海綿状炭化物から分化した小粒状炭化物形成の傾向は小さく，逆に基地中の極微細析出炭化物の分布密度がやや高いことがみとめられる。

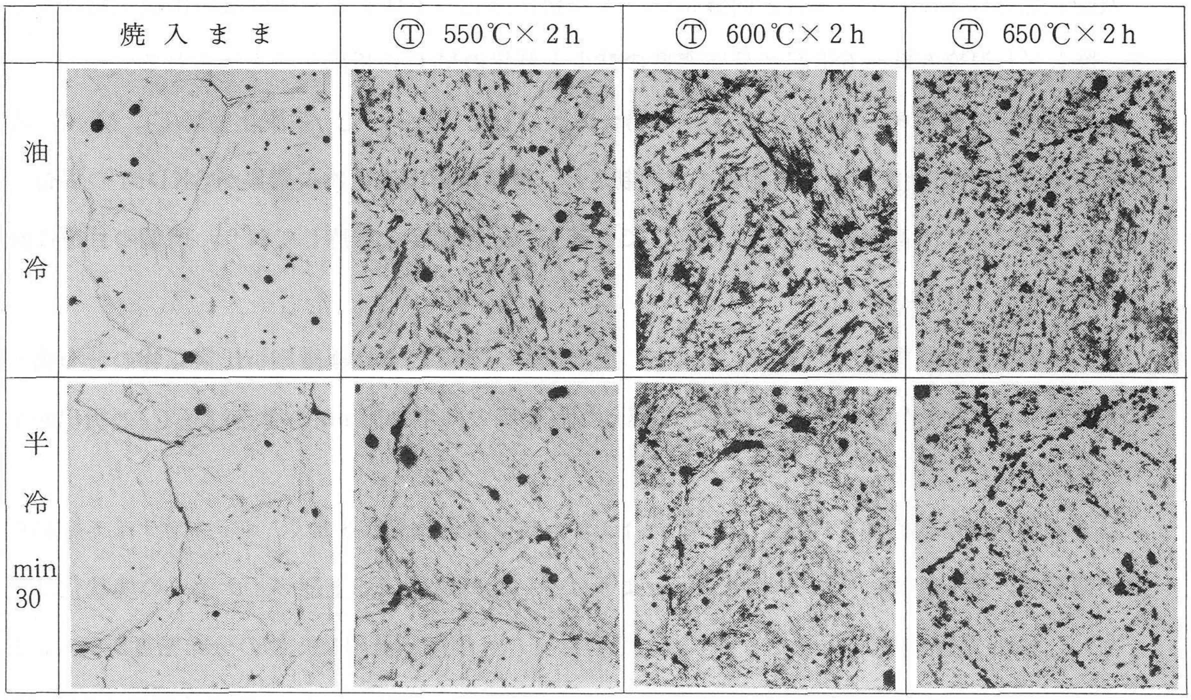
油冷および半冷30minで焼入後 700℃までの各種温度に2h焼もどした試料についてX線回折および電子線回折による炭化物の構造同定を行なった結果を表26に，また 550 ～ 650℃に 2 h 焼もどした場合の抽出レプリカ電顕法による析出炭化物の分布組織を写真 55， 56 に示す。

表 26　X線および電子線回折による析出炭化物の同定結果
（含N 5Cr－2.5Mo－V鋼）

オーステナイト化温度：1,020℃×30min

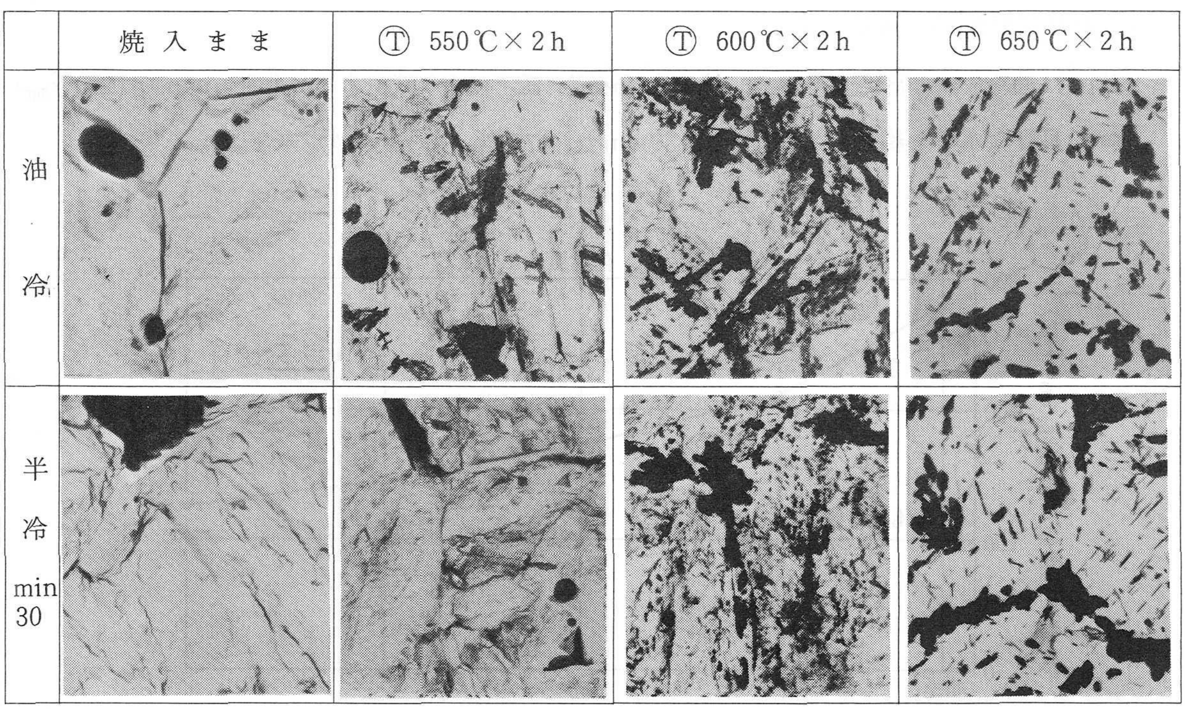
		焼入まま	焼もどし温度 (℃)×2h					
			400	500	550	600	650	700
油焼入	X 線 (Cokα)	MC (14)	MC (14)	MC (14)	MC (14)	MC (15)	MC (15) M_6C (12) M_7C_3 (35)	MC (16) M_6C (49) M_7C_3 (20) $M_{23}C_6$ (4)
	電子線	——	——	(密集棒状 M_3C)	——	——	——	——
半 冷 30min	X 線 (Cokα)	MC (15)	MC (15)	MC (15)	MC (15)	MC (16)	MC (17) M_6C (16) M_7C_3 (25) $M_{23}C_6$ (8)	MC (17) M_6C (54) M_7C_3 (4) $M_{23}C_6$ (19)
	電子線	——	——	——	——	(雲 状 MC)	(針 状 M_2C)	——

（　）内の数字はチャート上の回折図形の高さ（目盛）を示す。
MC：(111) 面　M_6C：(422) 面　M_7C_3：(102) 面　$M_{23}C_6$：(422) 面



オーステナイト化温度：1,020℃×30min, Ⓣ：焼もどし

写真55　焼入冷却速度による焼もどし時（550～650℃×2h）の炭化物析出，凝集形態の変化
（含N 5Cr－2.5Mo－V鋼，抽出レプリカ電顕像，　×4,000）



オーステナイト化温度：1,020℃×30min, Ⓣ：焼もどし

写真56　焼入冷却速度による焼もどし時（550～650℃×2h）の炭化物析出，凝集形態の変化
（含N 5Cr－2.5Mo－V鋼，抽出レプリカ電顕像　×20,000）

残留炭化物はSKD 61の場合と同様MC，また析出強化の主体をなす極微細析出炭化物はMCで，焼もどし温度600→650℃で分布密度の減少と針状のM_2Cの析出がみとめられる。

炭化物反応の形態そのものはSKD 61の場合に類似しているが，Cr系炭化物M_7C_3，$M_{23}C_6$の生成やM_6Cの析出凝集がより高温域まで抑制され，極微細析出炭化物の凝集がSKD 61の場合（550→600℃）より高温側で生じ，650℃でも若干の分布密度を維持しており，所期の目標に沿う結果を示している。

焼入冷却速度の影響については，焼もどし温度550～650℃では極微細析出炭化物の分布密度は半冷30 minの場合の方が高く，650℃を越える温度域では半冷30 minの場合，$M_{23}C_6$の析出がすすむため差はなくなる。

以上本開発鋼は靱性面ではSKD 61の場合よりも残留炭化物量が少なく，オーステナイト結晶粒度が微細で，焼入性についても半冷30 minよりはやい冷却速度域で上部ベイナイトの塊状化は生じない。また，高温強度特性面ではSKD 61の場合よりも極微細析出炭化物の分布密度が高く，より高温域までその凝集が抑制される。このように所期の目標であるSKD61に準ずる靱性とSKD61よりすぐれた高温強度をもたらすミクロ組織特性を備えていることが確認された。

(2) 焼入冷却速度と破壊靱性値K_{IC}，シャルピー衝撃値

油冷および半冷15～60 minで焼入し，HRC 44に焼もどし後K_{IC}およびシャルピー衝撃値を測定した結果を図85，86に示す。

K_{IC}は油冷では208 $kg/mm^2 \cdot \sqrt{mm}$で，焼入冷却速度の低下により減少するが半冷15 minでは200 $kg/mm^2 \cdot \sqrt{mm}$の良好な水準を維持しており，半冷30 minでも172 $kg/mm^2 \cdot \sqrt{mm}$の値を示す。

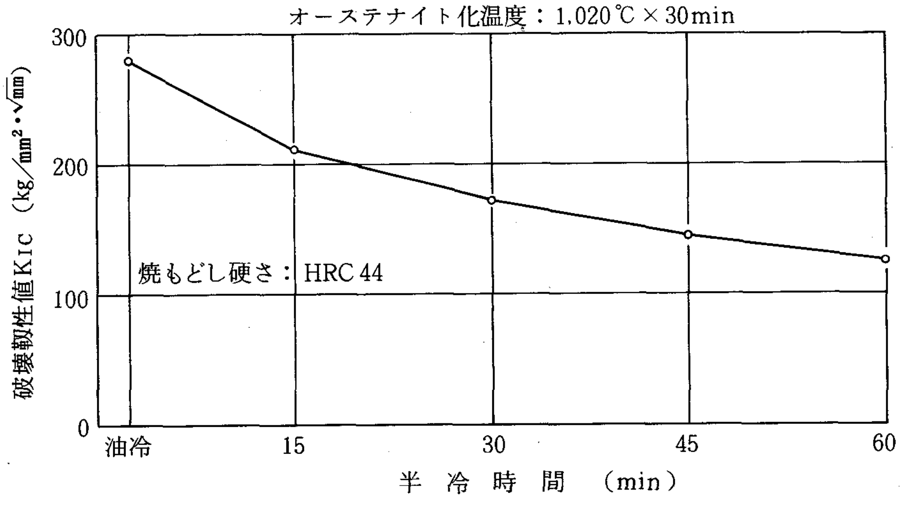


図85 破壊靱性値K_{IC}におよぼす焼入冷却速度の影響
（含N 5Cr－2.5Mo－V鋼）

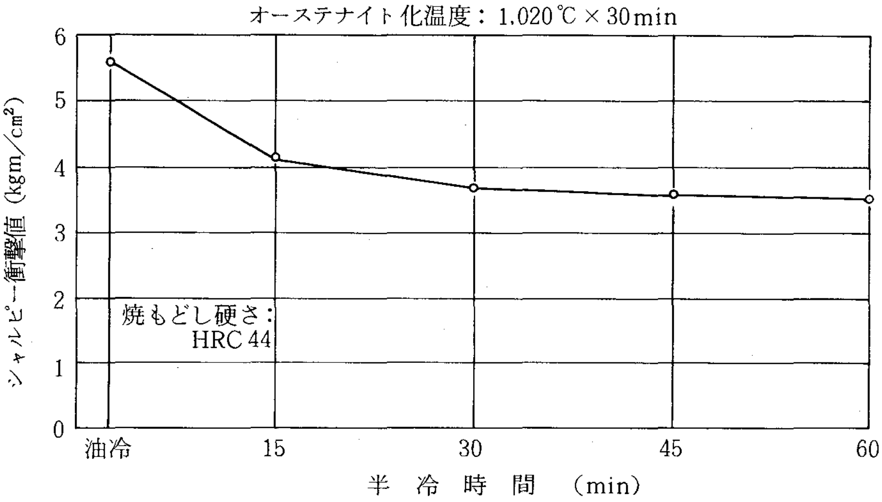


図86　シャルピー衝撃値におよぼす焼入冷却速度の影響
(含N 5Cr−2.5Mo−V鋼)

半冷45minでは150kg/mm²·√mm を下まわり，さらに半冷60minにかけて漸減する。シャルピー衝撃値は半冷15minで4 kgm/cm²の良好な水準を示し，半冷30minで3.6～3.7 kgm/cm²となり，さらに半冷60minにかけて漸減する。

以上，本開発鋼の靱性値は半冷15minの冷却で200kg/mm²·√mm 以上のK_{IC}値，また半冷30minでもこれに準ずるK_{IC}値の水準を維持し，また半冷15minで4 kgm/cm² 以上のシャルピー衝撃値を示し，所期の目標水準を満たすものであることが確認された。

(3)　焼もどし温度による引張性質，シャルピー衝撃値の変化

油冷および半冷30minで焼入した試料を700℃までの各種温度で2h 焼もどした場合の引張性質およびシャルピー衝撃値の挙動を図87に示す。

比例限はSKD61の場合よりもやや高い焼もどし温度の550～575℃で最高値を示し，その値はSKD61の場合よりやや低いがそれより高い焼もどし温度域での低下の度合が小さく，600℃では本開発鋼の場合の方が高く，それ以上の温度域ではほぼ同等となる。

同様に引張強さは焼もどし温度525℃で最大値を示し，その値はSKD61の場合より低いが，それを越える温度での強度の低下の度合は小さく，600℃では本開発鋼の場合の方が高く，それ以上の温度域では同等となる。

600℃以上で本開発鋼の場合の方が極微細析出炭化物の分布密度が高いのに，600℃を越える温度域での引張強さに差がないのは，本開発鋼の場合の方がC量が低く，Cの固溶強化による寄与が小さく，また残留炭化物の量が少なく，炭化物量による硬さ値への寄与が少ないことなどによるものと考えられる。

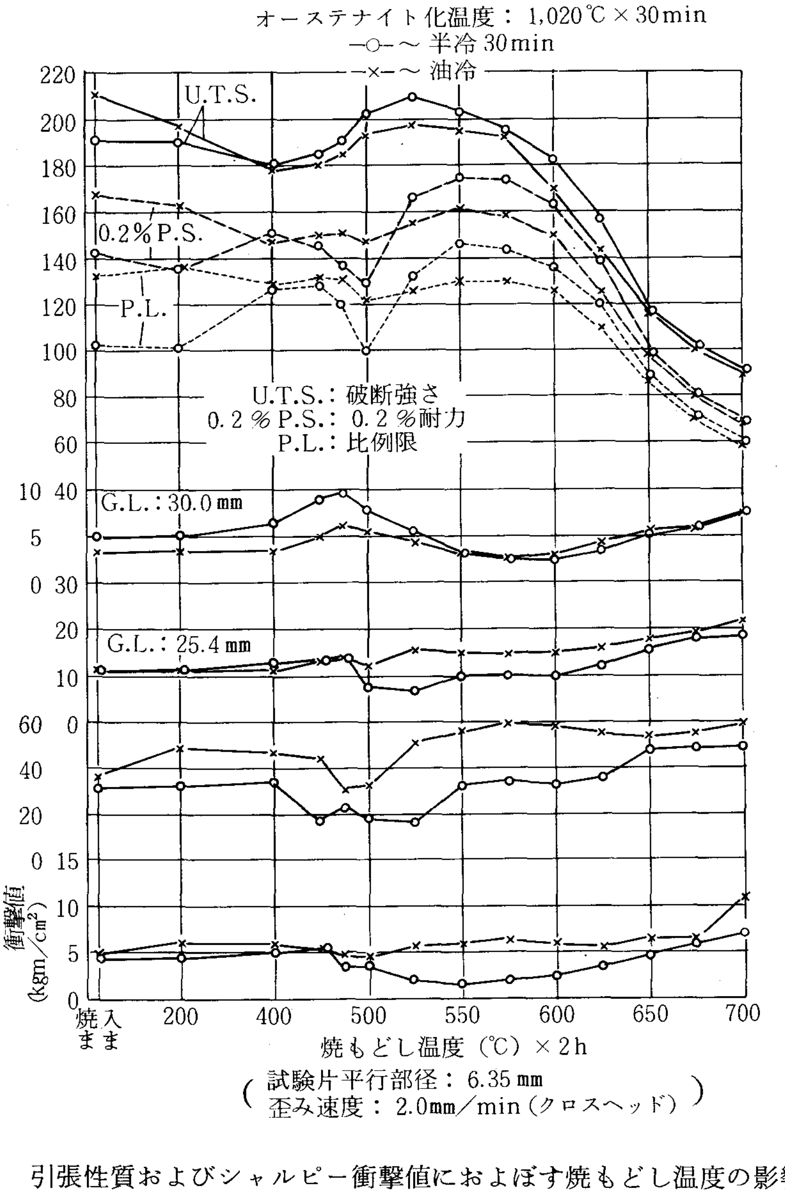


図87　引張性質およびシャルピー衝撃値におよぼす焼もどし温度の影響
（含N 5Cr－2.5Mo－V鋼）

シャルピー衝撃値は半冷30minの場合析出強化にともなう低下がSKD61の場合よりやや大きく，その回復がより高い焼もどし温度側にずれるが，これは極微細析出炭化物の分布密度が高く，旧オーステナイト粒界への析出も多いことによると考えられる。

逆にSKD7の場合よりも析出強化にともなうシャルピー衝撃値の低下は小さく，その回復も低い温度域で生じる。

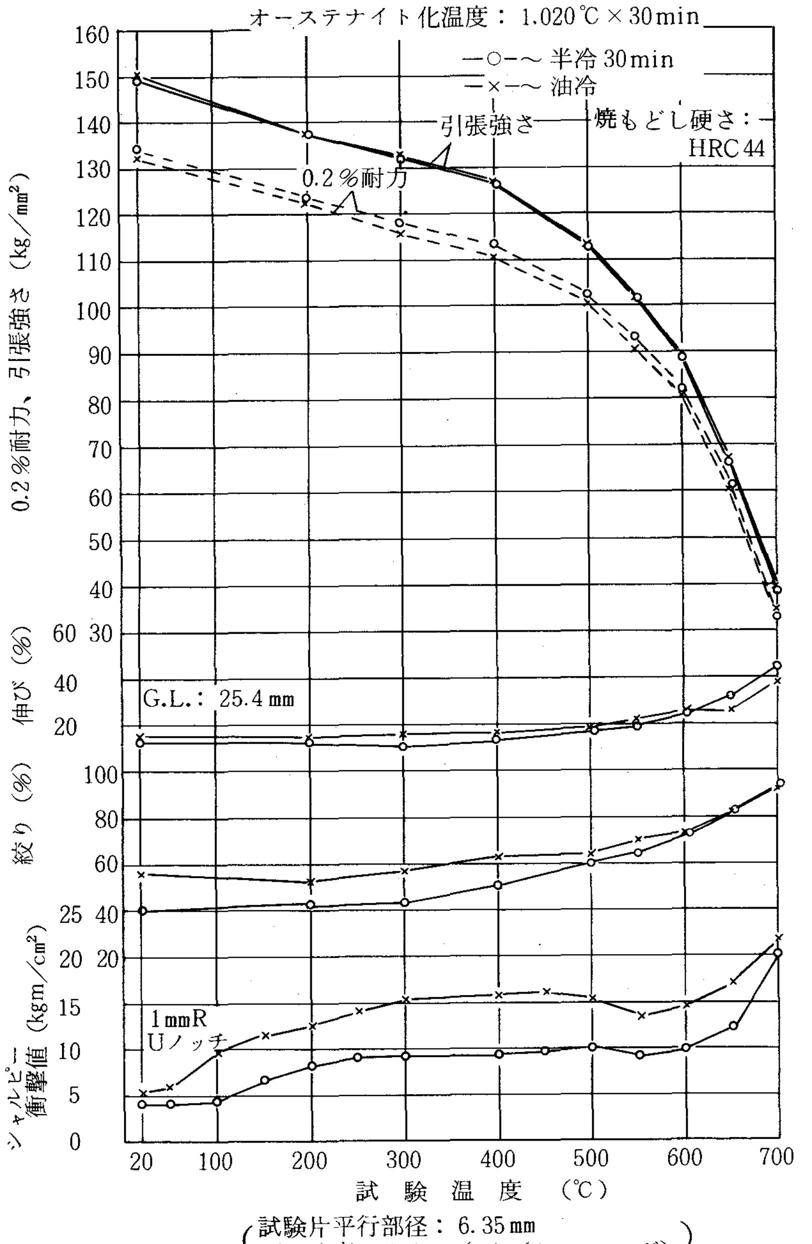
以上，本開発鋼の焼もどし温度に対する強度特性については，標準的引張強さ150kg/mm²(HRC45相当）を与える焼もどし温度はSKD61の場合より高く，また極微細析出炭化物の凝集抵抗も大きい点より600℃を越える温度域での実質的軟化抵抗は高いと考えられること，靭性もほぼ目標

の挙動を示すことが確認された。

(4) 試験温度による引張性質，シャルピー衝撃値の変化

油冷および半冷30minで焼入した試料につき，700℃までの各種温度で2h焼もどした場合の引張性質およびシャルピー衝撃値の挙動を図88に示す。

引張強さは400℃まで漸減し，600℃まで減少の程度は大きくなり，600℃を越える温度域でさらに減少の程度が大きくなる傾向はSKD61の場合と類似しているが，400℃を越える温度域



（試験片平行部径：6.35mm
歪み速度：2.0mm/min（クロスヘッド））

図88 引張性質，シャルピー衝撃値におよぼす試験温度の影響
（含N 5Cr－2.5Mo－V鋼）

で本開発鋼の引張強さの方が相対的に高くなり650℃ではSKD61 ：56～56.5 kg/mm², 本開発鋼：66～67 kg/mm²で明らかに本開発鋼の場合の方が高く，SKD7の場合（650℃で76～82 kg/mm²）にはおよばないが，所期の改善効果を示す。なお，伸び，絞り，シャルピー衝撃値についてもSKD61の場合より劣る傾向はみられず良好であることがみとめられる。

(5) 焼入冷却速度による衝撃遷移特性の変化

油冷および半冷15,30minで焼入冷却し，HRC44に焼もどし処理した試料につき，Vノッチシャルピー試験片による試験温度とシャルピー衝撃値との関係を測定した結果を図89に示す。

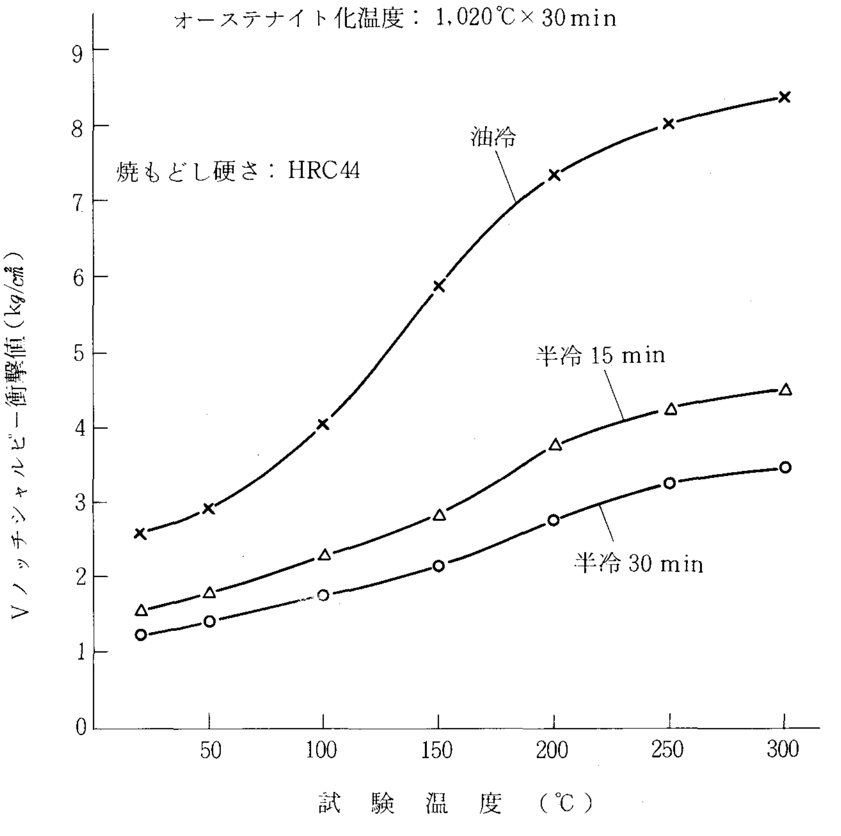


図89 Vノッチシャルピー衝撃値におよぼす試験温度の影響
（含N 5Cr－2.5Mo－V鋼）

50％脆性破面遷移温度は，油冷：150℃，半冷15min：200℃，半冷30min：200～250℃である。油冷の場合の比較では本鋼の50％脆性破面遷移温度はSKD61のそれ（100～150℃）と同等である。本鋼の半冷15minの場合の50％脆性破面遷移温度はSKD61の半冷30minの場合（200℃）と同等で，SKD7の半冷5minの場合（200～250℃）よりも低い。

一方吸収エネルギーは油冷→半冷15min間で大きく減少し，半冷30minにかけての減少度は小さくなる。本鋼の半冷15minの場合の吸収エネルギーはSKD61の半冷30minの場合よりやや低いがSKD7の油冷の場合とほぼ同等の値を示している。

以上，本開発鋼の靱性の水準は半冷 15min の冷却ではＳＫＤ61 の半冷 30min の場合に準じ，SKD 7 の油冷の場合とほぼ同等であり，所期の目標を満たす。

(6) 焼入冷却速度による切欠疲労クラック進展特性の変化

油冷および半冷 30minで焼入し，ＨＲＣ44 に焼もどした試料につき，500 kg ⇄ 20kg（5cycles／sec）の繰り返し引張荷重に対するクラック進展深さの関係を測定した結果を図90に示す。焼入冷却速度の低下にしたがって疲労クラック進展速度は漸増し，K_{IC}の低下とも関連して早期に破断に至る。

ＳＫＤ61 の場合に対比すれば，本開発鋼の油冷の場合の疲労クラック進展速度はＳＫＤ61 のそれとほぼ同等の速度を示すが，焼入冷却速度の低下にともなう疲労クラックの進展速度の増加の

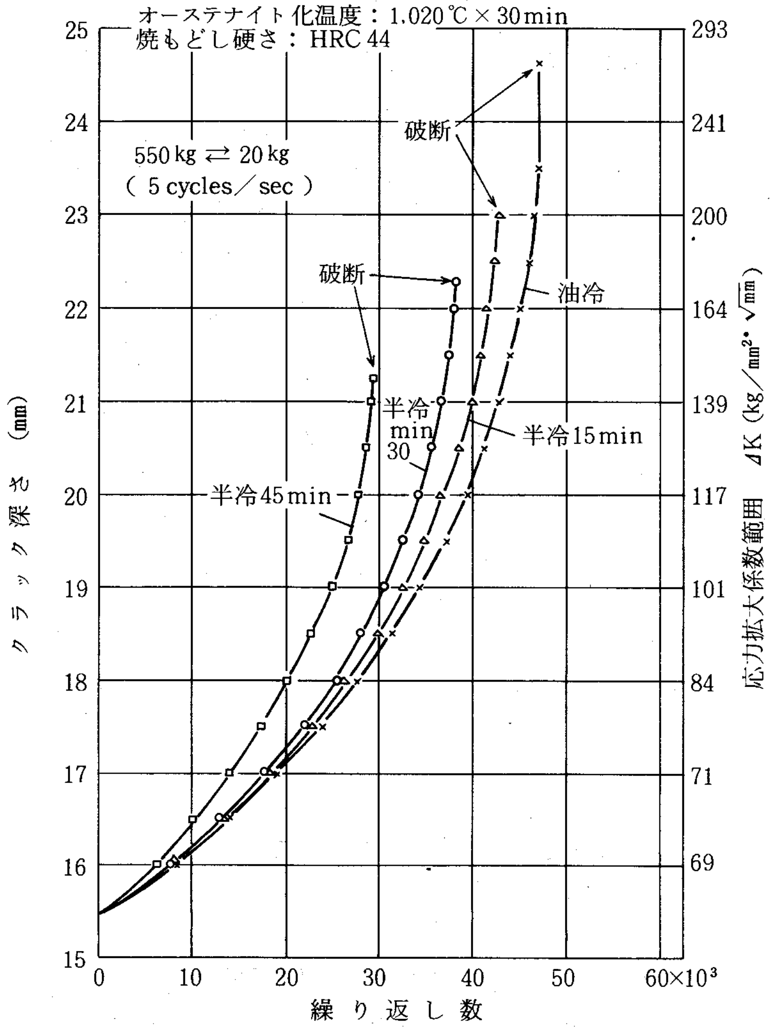


図 90　疲労クラック進展特性におよぼす焼入冷却速度の影響
（含Ｎ５Cr－2.5Mo－Ｖ鋼）

程度は本開発鋼の場合の方がやや大きい。これは本開発鋼の場合の方が各焼入冷却速度の場合において極微細炭化物の分布密度が高く，これに関連して耐力比が高く，クラック先端での有効応力拡大係数が相対的に大きくなるためと推察される。

以上疲労クラックの進展速度については，本開発鋼の場合の方がやや大きいが，焼入冷却速度を半冷15minないしこれよりはやい速度に管理することにより，SKD61の油冷～半冷 30minの場合に準じた特性を付与することができる。

(7) 本開発鋼の実用性能

500 ton 以下程度の中～小型マシンの型材を主体に適用し，表27に示すような顕著な改善効果を得ている。

表27 含N 5Cr－2.5Mo－V開発鋼の使用寿命実績
（アルミダイカスト型）

マシン容量（型寸法）	SKD 61		本開発鋼
	初期クラック	寿命	
250 ton（80mm× 200mm × 300mmℓ）	15,000 shot	30,000 shot より補修必要 80,000 shot 廃却	24,000 shot で初期クラック発生，研磨補修なし 120,000 shot 使用廃却
320 ton（100mm× 220mm × 230mmℓ）	15,000 shot	30,000 shot で補修必要	40,000 shot で初期クラック発生，85,000 shot を越えても補修なしで使用可能
500 ton（130mm× 350mm × 400mmℓ）	5,000～10,000shot	（塩浴窒化処理） 40,000 ～ 50,000 shot 廃却	20,000 shot で初期クラック発生，83,000 shot を越えても使用可能
800 ton（200mm× 480mm × 600mmℓ）	――	最高 100,000 shot（途中補修）	157,000 shot を越えても使用可能（軽度の補修）

3.3 含N，Ni 5.5Cr－Mo－V高焼入性マルテンサイト鋼[102)]

3.3.1 開発の指針

近年の自動車の前輪駆動化にともなう前輪部への駆動機構の集約により，これら部品をおさめるケースなどダイカスト部品の大型化と形状の複雑化がすすんで来た。それとともに成形能率向上のための成形→型開き後の型面の噴水冷却が普及して来た。

この結果として型面へのヒートクラックの早期発生と進展や型隅角部からの大割れの問題が提

起され，対応策の検討が必要になって来た。原因は潤滑冷却など使用条件，形状，寸法の変化による型に作用する負荷条件の過酷化のみでなく，

(1)型の大型化，形状の複雑化による大割れの危険性を考慮して型の熱処理硬さを下げた結果としてヒートクラックの早期発生と進展をまねいた例，

(2)型の大型化による冷却速度の低下にともなう焼入組織の変化をまねき（マルテンサイト，ラス状上部ベイナイト→塊状上部ベイナイト），靱性低下を生じ，この結果大割れや型隅角部から割れをまねいた例，が多い。

したがって，初期ヒートクラックを抑制し，かつ大割れを防止して型寿命を向上させるための対策としては，現用のSKD61については，

(1)型寸法の増大を考慮した焼入冷却方法（速度）の適切な管理による靱性低下の防止，

(2)偏析の低減や，とくに入念な鍛造あるいは非金属介在物，とくに熱間加工方向にながくのびやすい硫化物系介在物の低減による素材の靱性水準の向上や方向性の低減などによる改善が重要であり，この面からの改善の努力が行なわれ，効果が得られている。

ただし，

(3)型の寸法がとくに大型化（たとえば700㎜×700㎜×1,200㎜ℓなど）した場合，衝風冷却で靱性上好ましい限界の冷却速度，半冷30minでの冷却が困難であり，(1)，(2)面からの改善では限界があり，型材自体のベイナイト焼入性の改善が不可欠である。

上記観点より，本研究では，

大寸法の型の衝風冷却における焼入冷却速度－たとえば半冷45～60minでも塊状上部ベイナイトの生成が抑制され良好な靱性が得られ，かつ高温強度はSKD61と同等以上である型材料の開発に取組んだ。

(a) 現用のSKD61を基準に考えれば，半冷45～60minの焼入冷却速度域で塊状上部ベイナイトの生成を抑制するためには，Cr量の増加およびNiの添加が有効であることは実験的に確認されている。

この場合

(i) Ni量の多量の添加はアルミ溶湯による溶損を促進させる危険があり，また被切削性の低下をまねき，

一方，

(ii) Cr量の過度の増量は焼もどし時Cr系炭化物とくに$M_{23}C_6$の生成と凝集を促進させ，高温強度の低下をまねくので，この点を考慮したCr，Mo，V，Cなど適正量の設定が必要である。

その他，併せて靱性向上の点より配慮すべき事柄としては，

(b) 焼入冷却速度の低下にともなう有効結晶粒径の増大による靱性の低下への対策として，オーステナイト結晶粒度自体を微細化することによる改善が有効と考えられる点，

(c) 残留炭化物量の低減による靱性の向上についても，結晶粒度の増大をまねかない配慮のもとに検討すべきと考えられる点，などである。

上記の点より，

(i) ベイナイト焼入性を高めるためのCr量の若干の増加による$M_{23}C_6$の析出量の増加は許容するが，靱性の点より旧オーステナイト粒界への$M_{23}C_6$の優先析出傾向を抑制する。このため基地組織をラス状マルテンサイトないしラス状上部ベイナイトあるいはベイナイト粒内に炭化物の生成をともなう下部ベイナイトの混在する組織とする。

(ii) 高温強度の点より$M_{23}C_6$の析出や$M_3C \rightarrow M_7C_3$の炭化物反応と併行してMC，M_2Cなど極微細析出炭化物の析出をSKD61の場合より多く行なわせ，分布密度を高める。とくに650℃以上の焼もどし温度域での分布密度を相対的に高くする。この場合ＳＫＤ７の場合より密度は低く保つ。

(iii) M_7C_3，$M_{23}C_6$，M_6C等の析出，凝集の早期進行も抑制する。

などの条件のもとにSKD61を基準としてCr量の増加と併せてMo量を増加させ，Ｃ量を低下させる方向での検討を行なう。また，ベイナイト焼入性を高め，基地の本質的靱性を向上させる効果のあるNiの適量添加を検討する。

(iv) オーステナイト結晶粒径を小さくするためのＮの適量添加を検討する。

(v) Siについては，その添加による高温強度改善の効果は3.2に記述の通りみとめられているが，本開発では同様に熱伝導率を重視する立場からSi添加は行なわない。

などの条件を設定して実験検討を行ない，含Ｎ，Ni 5.5Cr－Mo－V高焼入性鋼の開発を行なった。

3.3.2　含Ｎ，Ni 5.5Cr－Mo－V鋼の性能

試作試料の化学組成を表28に示す。

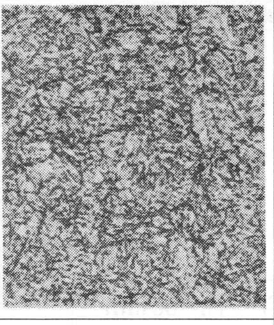
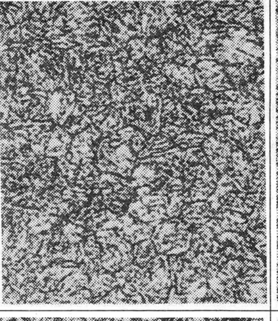
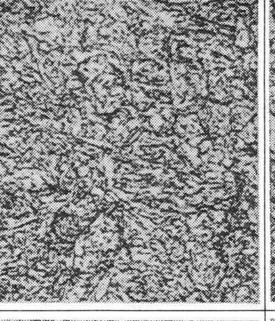
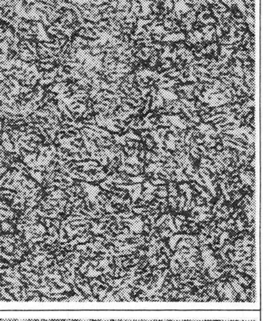
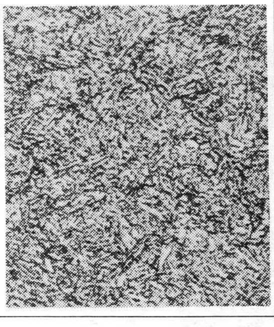
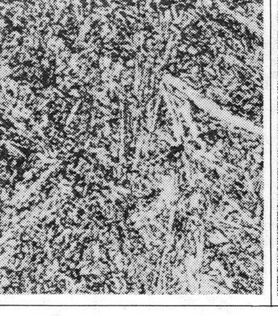
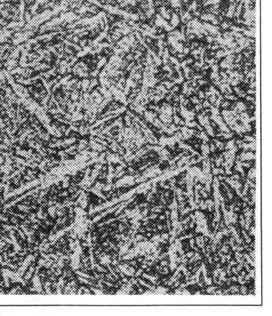
素材寸法は200㎜×380㎜で，弧光式電気炉で溶製し，鍛錬成形比６以上に熱間成形し，850℃で焼なまし処理した。試験片は表面と中心との中間位置より鍛伸方向に採取して実験に供した。

表28　試料の化学組成（Wt％）

C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	V	N
0.34	0.29	0.67	0.56	5.61	1.55	0.60	0.041

(1) ミクロ組織特性

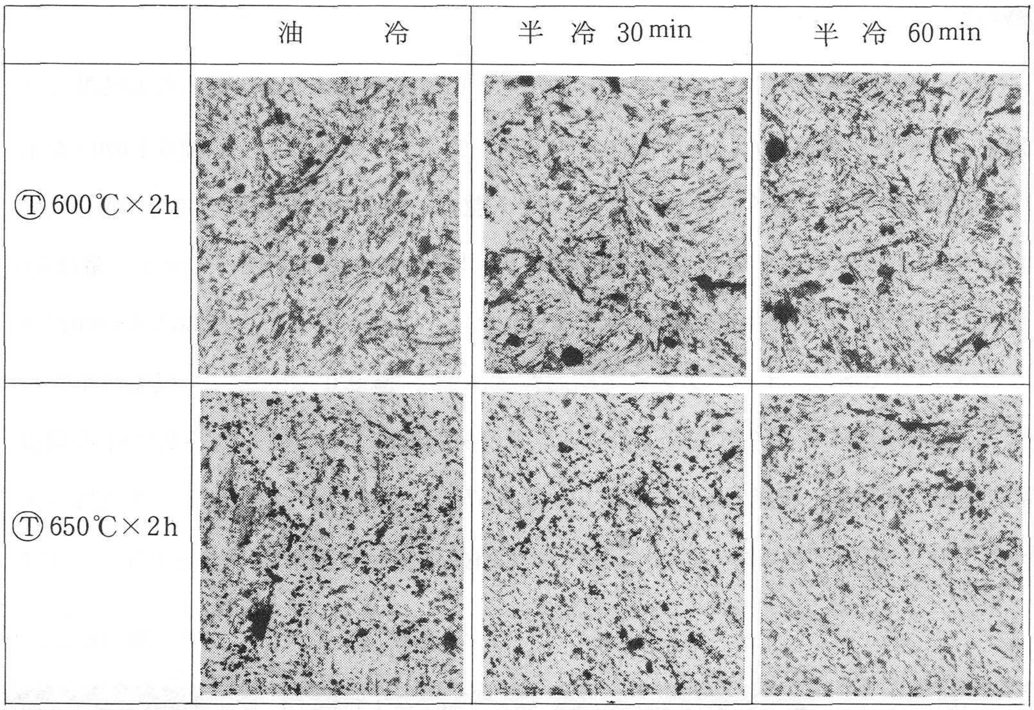
12 mm× 12 mm× 6 mmの試験片を用いて，オーステナイト化温度 1,020℃から焼入冷却速度とベイナイト組織生成の挙動を観察した。油冷ではラス状マルテンサイト組織（ラス幅 0.2 μm）を示すが，半冷15 minでは数%の下部ベイナイト（ベイナイト粒内に炭化物の析出をともなう）を生成し，半冷30 minでは下部ベイナイト量は 15 % 前後となる。半冷 60 minでは下部ベイナイト量は50 %前後となる。上部ベイナイトの生成はほとんどみられない。下部ベイナイト粒幅は 2.5 μm以下で，大半は 0.8 μm 以下である。オーステナイト結晶粒度はＪＩＳ No. 9.0 で小さい。残留炭化物の面積率は 0.62 %，平均粒径は 0.46 μm（粒径 0.15 μm 以上の炭化物につき測定）で，ＳＫＤ61 の場合に対し，残留炭化物の面積率，粒径ともやや大きい。写真57に 1,020 ℃から油冷および半冷30〜90 minの冷却速度で焼入後HRC 45に焼もどした試料の光学顕微鏡像をSKD61の場合と対比して示す。

	油　　冷	半　冷　30 min	半　冷　60 min	半　冷　90 min
開発鋼				
SKD 61（比較鋼）				

（オーステナイト化温度： 1,020 ℃× 30 min）　　× 400

写真57　焼入冷却速度による焼もどし（HRC 45）組織の変化
（含N，Ni 5.5 Cr－Mo－V鋼，光学顕微鏡像）
（ＳＫＤ61 との対比）

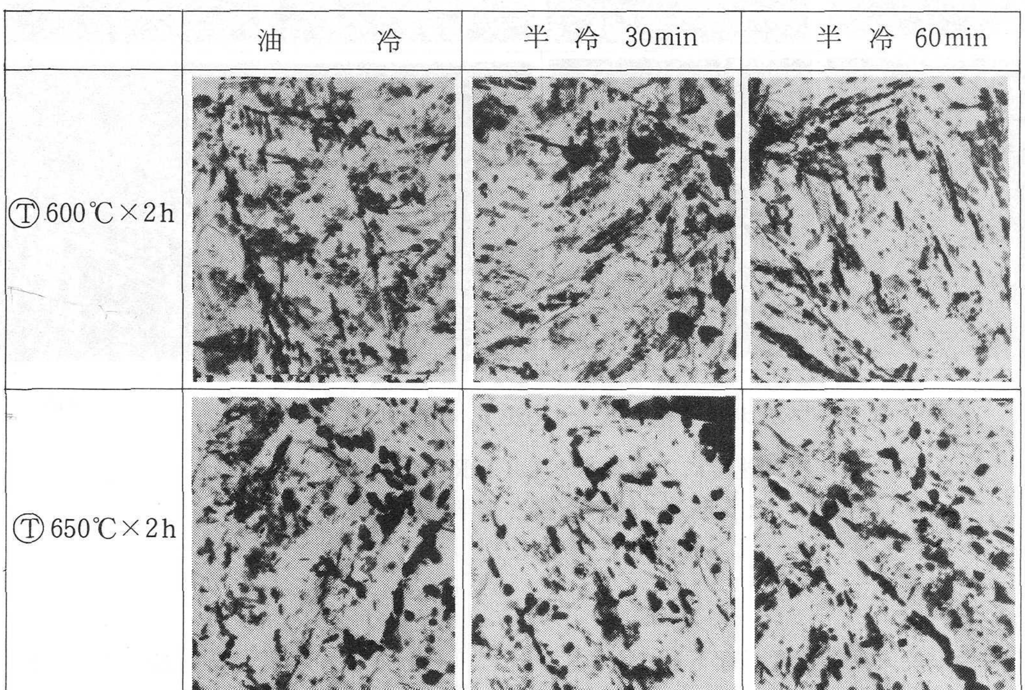
本開発鋼の場合，焼入冷却速度が低下してもＳＫＤ61 にみられるような粗大な上部ベイナイトの生成はみられず，有効結晶粒径はわずかに増大するのみである。写真 58， 59 に 1,020 ℃ から油冷および半冷30, 60 minで焼入冷却後 600 ，650 ℃ に焼もどした場合の炭化物の析出，凝集状態を抽出レプリカ電顕組織により観察した結果を示す。



オーステナイト化
温度：
1,020℃×30 min
Ⓣ：焼もどし

×4,000

写真58　焼入冷却速度による焼もどし時（600，650℃×2h）の炭化物析出，凝集形態の変化
（含N，Ni 5.5 Cr－Mo－V鋼，抽出レプリカ電顕像）



オーステナイト化
温度：
1,020℃×30 min
Ⓣ：焼もどし

×20,000

写真59　焼入冷却速度による焼もどし時（600，650℃×2h）の炭化物析出，凝集形態の変化
（含N，Ni 5.5 Cr－Mo－V鋼，抽出レプリカ電顕像）

また，表29に油冷および半冷30，60minで焼入冷却後700℃までの各種温度に焼もどした場合の析出炭化物のX線および電子線回折による構造同定の結果を示す。

残留炭化物はMCである。油冷試料の場合，焼もどし温度が400℃で密に分布するマルテンサイトラスの境界を主体に棒状あるいは密集棒状のM_3Cの析出を生じ，500℃ではM_3Cの析出は一層増加する。550℃では基地中への雲状の極微細析出炭化物MCの生成にともないM_3Cの再固溶を生じるが，一部は再固溶せず残存する。600℃ではラス境界や旧オーステナイト粒界などの組織境界に$M_{23}C_6$の析出がすすみ，また棒状または密集棒状のM_3Cの粒状化による分化がやや進む。

表29　X線および電子線回折による炭化物同定結果
（含N，Ni 5.5Cr－Mo－V鋼）

オーステナイト化温度：1,020℃×30min

		焼入まま	焼もどし温度（℃）×2h					
			400	500	550	600	650	700
油焼入	X線 （CoKα）	MC (19)	MC (23)	MC (23)	MC (25) M_6C (5)	MC (28) M_6C (5) $M_{23}C_6$ (9)	MC (33) M_6C ((8) $M_{23}C_6$ (20) M_7C_3 (19)	MC (36) M_6C (19) $M_{23}C_6$ (22) M_7C_3 (15)
	電子線	——	——	（密集棒状） M_3C	——	——	（粒内粒状） M_7C_3	——
半冷 30min	X線 （CoKα）	MC (17)	MC (21)	MC (22)	MC (23)	MC (28) M_6C (5) $M_{23}C_6$ (8)	MC (34) M_6C (9) $M_{23}C_6$ (30) M_7C_3 (14)	MC (38) M_6C (20) $M_{23}C_6$ (36) M_7C_3 (15)
	電子線	——	——	——	（雲　状） MC	——	（針　状） M_2C （粒界粒状） $M_{23}C_6$ M_6C	——
半冷 60min	X線 （CoKα）	MC (17)	MC (20)	MC (22)	MC (23)	MC (26) M_6C (5) $M_{23}C_6$ (10)	MC (34) M_6C (8) $M_{23}C_6$ (29) M_7C_3 (13)	MC (39) M_6C (20) $M_{23}C_6$ (38) M_7C_3 (11)
	電子線	——	——	——	——	——	——	——

（　）内の数字はチャート上の回折図形の高さ（目盛）を示す。

MC：(111)面　　M_6C：(422)面　　M_7C_3：(102)面　　$M_{23}C_6$：(422)面

基地中の極微細炭化物の形態がやや針状化の傾向を示し，分布密度が若干減少する。650℃では上記$M_{23}C_6$の凝集と粒状化が生じ，また$M_3C \rightarrow M_7C_3$変態により棒状炭化物の分化と粒状化が明らかに進む。基地中の極微細析出炭化物の分布密度はさらに減少するが大幅な減少は示さない。

SKD61の場合に対比すれば，焼もどし温度650℃での$M_{23}C_6$，M_7C_3炭化物粒の成長の程度は小さく，これに関連して旧オーステナイト粒界への優先析出の傾向も小さい。これは靱性上有利な傾向と推察される。

基地中の極微細析出炭化物の分布からもSKD61の場合と同等以上の高温強度特性を有していると判断される。半冷30minおよび60minの場合とも油冷の場合に全般的には類似した挙動を示し，600，650℃焼もどしにおいて$M_{23}C_6$，M_7C_3系の炭化物の分布のむらがわずかに大きくなり，基地中の極微細析出炭化物の分布密度もやや高くなるが，大きな変化を生じない結果を得た。半冷30, 60minの試料の場合，500℃以下の焼もどし温度でのM_3Cの析出量が油冷の場合よりやや少なく，また500℃を越える焼もどし温度での特殊炭化物MC，M_2Cの生成にともなうM_3Cの再固溶による残存量が油冷の場合よりも少ない傾向がみとめられたが，これが極微細析出炭化物の分布密度を油冷の場合より高めた原因と推察される。

下部ベイナイト部では500℃を越える焼もどし温度でのM_3Cの再固溶が他の部分より少ない傾向がみとめられ，その結果としてこの部分では極微細析出炭化物の分布密度は相対的に低い。焼入冷却速度の低下にともなう炭化物の析出，凝集の場所としての組織境界の減少や$M_3C \rightarrow M_7C_3$変態量の減少の結果として，旧オーステナイト粒界への炭化物の優先析出の傾向は油冷の場合よりやや増加するが，大きな変化はみられない。

以上，本開発鋼はミクロ組織的に半冷60minまで焼入冷却速度が低下しても大きな靱性の低下を生ぜず，またSKD61の場合と同等以上の高温強度特性を有すると推察されるものである。以下特性の確認を行なった。

(2) 焼入冷却速度による破壊靱性値K_{IC}，シャルピー衝撃値の変化

油冷および半冷30minと60minで焼入冷却後，HRC44に焼もどした試料について破壊靱性値K_{IC}，シャルピー衝撃値を測定した結果を図91，92に示す。

焼入冷却速度の低下にともないK_{IC}値はなだらかに低下するが，半冷30minで280$kg/mm^2 \cdot \sqrt{mm}$，半冷60minで253$kg/mm^2 \cdot \sqrt{mm}$で，良好な水準を示し，SKD61の半冷30min：205 $kg/mm^2 \cdot \sqrt{mm}$，半冷60min：140 $kg/mm^2 \cdot \sqrt{mm}$に対し明らかに高く，所期の改善効果を示していることが確認された。シャルピー衝撃値については半冷60minでも4 kgm/cm^2を越える高い値を示している。試験後クラック2㎜進展部の破面観察を行なった結果を写真60に示す。

油冷では細かい起伏をともなった擬へき開破面を呈し，破面単位は小さい。半冷30minではとくに明確な変化はみられず，半冷60minの場合ややへき開破壊傾向を増大し，若干破面単位は増大するが大きな変化はみられない。

SKD61の場合（写真23）に対し，へき開破壊の傾向が小さく，焼入冷却速度の低下にともな

う破面単位（有効結晶粒径）の増加の傾向も小さい。

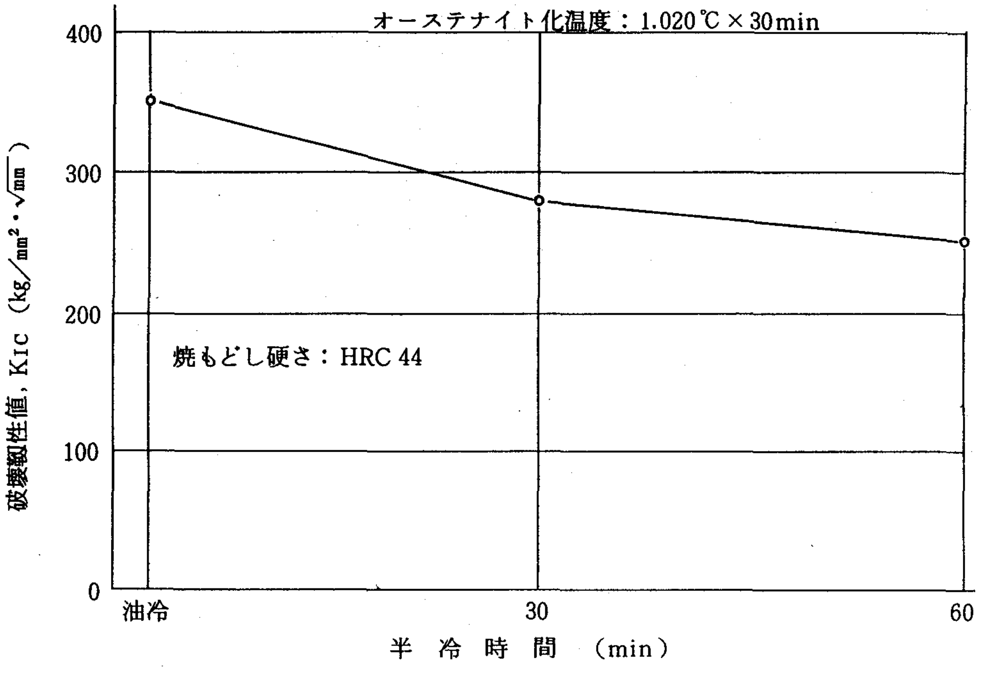


図 91　破壊靱性値KICにおよぼす焼入冷却速度の影響
（含N，Ni 5.5Cr－Mo－V鋼）

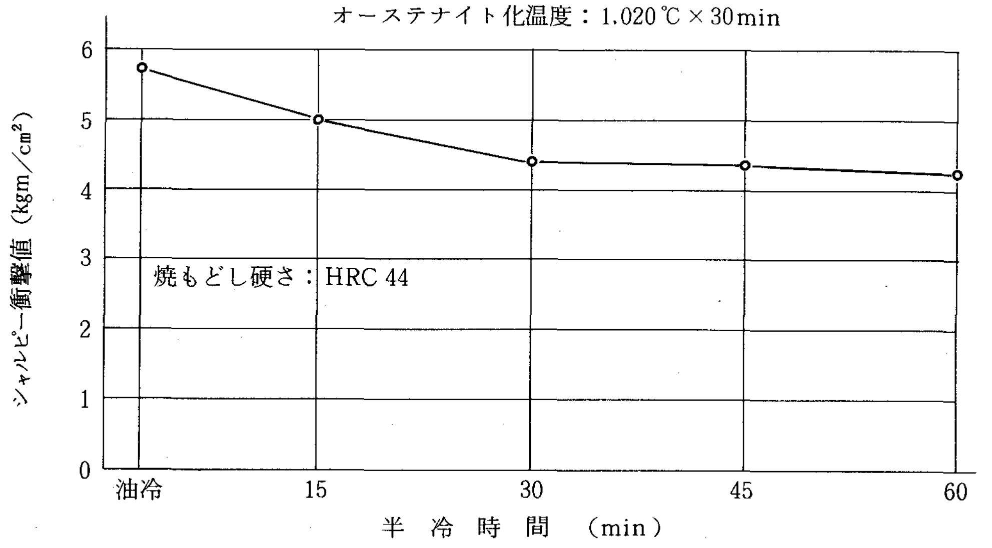
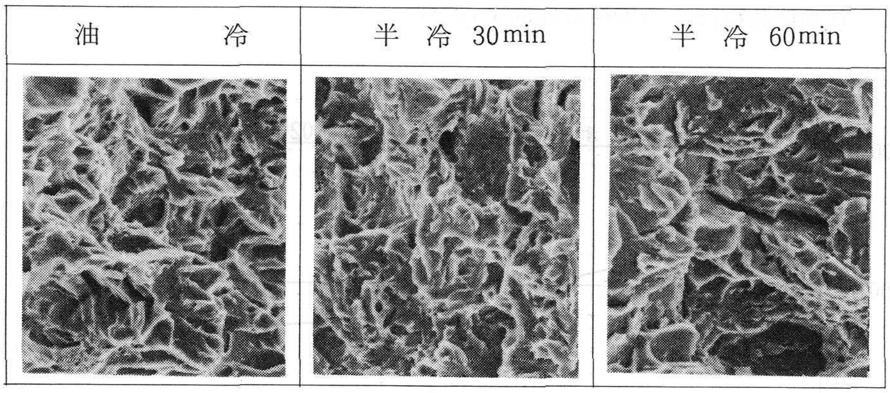


図 92　シャルピー衝撃値におよぼす焼入冷却速度の影響
（含N，Ni 5.5Cr－Mo－V鋼）



焼入温度：1,020℃× 30min
焼もどし硬さ：HRC45

写真60　焼入冷却速度による焼もどし後のシャルピー衝撃試験片破面の形態変化
（含N，Ni 5.5Cr－Mo－V鋼）

以上シャルピー試験結果においても所期の目標に沿う靱性を有していることがみとめられる。

(3)　焼もどし温度による引張性質，シャルピー衝撃値の変化

油冷および半冷30minと60minで焼入冷却後700℃までの各種温度に焼もどし処理後引張試験を行なった結果を図93，94に示す。

焼入冷却速度の低下（油冷→半冷60min）による引張強さの変化はSKD61の場合（図28，油冷→半冷30min）よりも明らかに小さい。

引張強さは550℃を越える実用焼もどし温度域においてC量が低いためSKD61の場合よりやや低いがほぼ同等である。比例限，0.2％耐力についても同様の傾向がみとめられる。

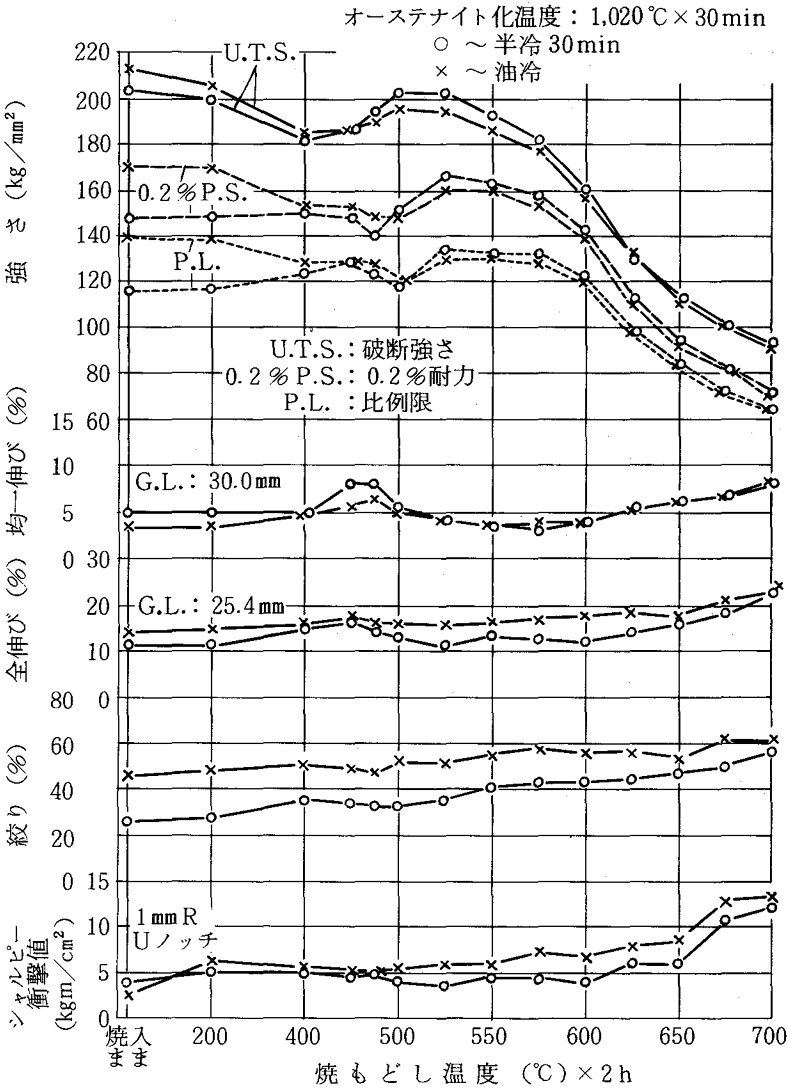
シャルピー衝撃値は550℃を越える焼もどし温度域で油冷および半冷30minの場合ともそれぞれSKD61の場合より明らかに高く，半冷60minの場合にはSKD61の半冷30minの場合と同等の値を示す。

以上本鋼の実用焼もどし温度以上の温度域で焼もどした場合の強度はSKD61の半冷30minの場合に匹敵する値を示し，所期の目標に沿うものであることがみとめられる。

(4)　試験温度と引張性質，シャルピー衝撃値の関係

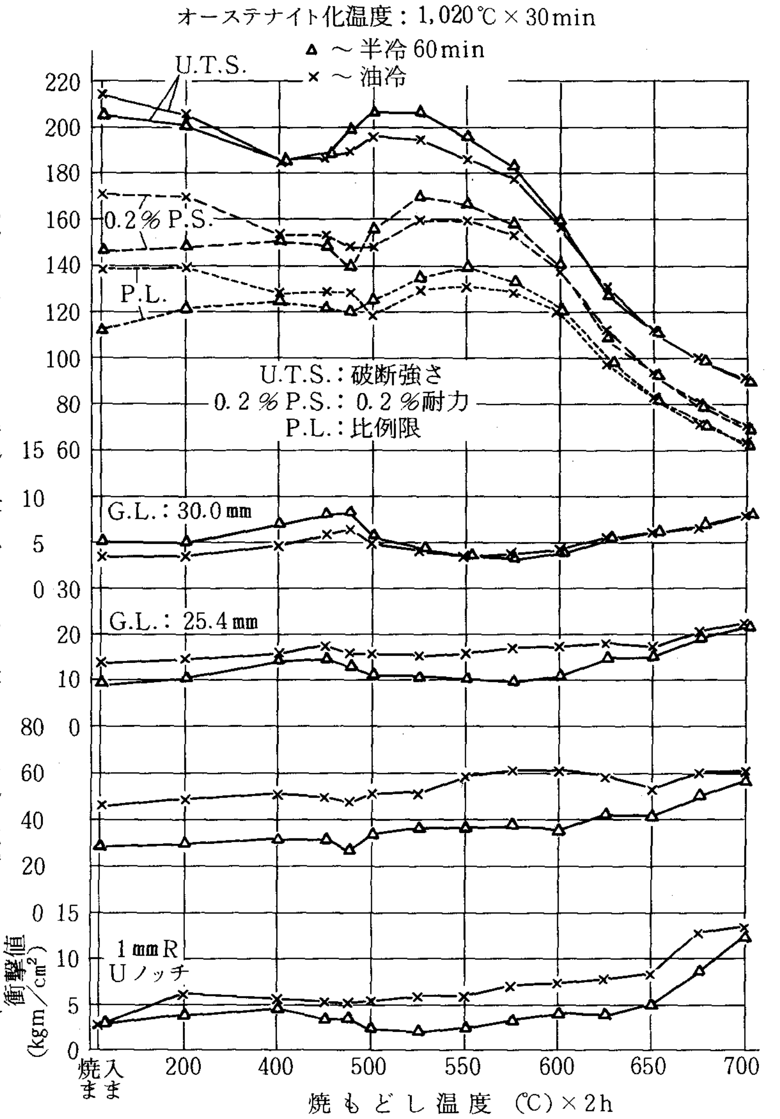
油冷および半冷30minで焼入冷却後，HRC44に焼もどした試料について700℃までの各種温度で引張性質およびシャルピー衝撃値を測定した結果を図95に示す。

引張強さは500℃以下では焼入冷却速度による差はみとめられず，550～650℃で油冷の場合の方がわずかに高い。



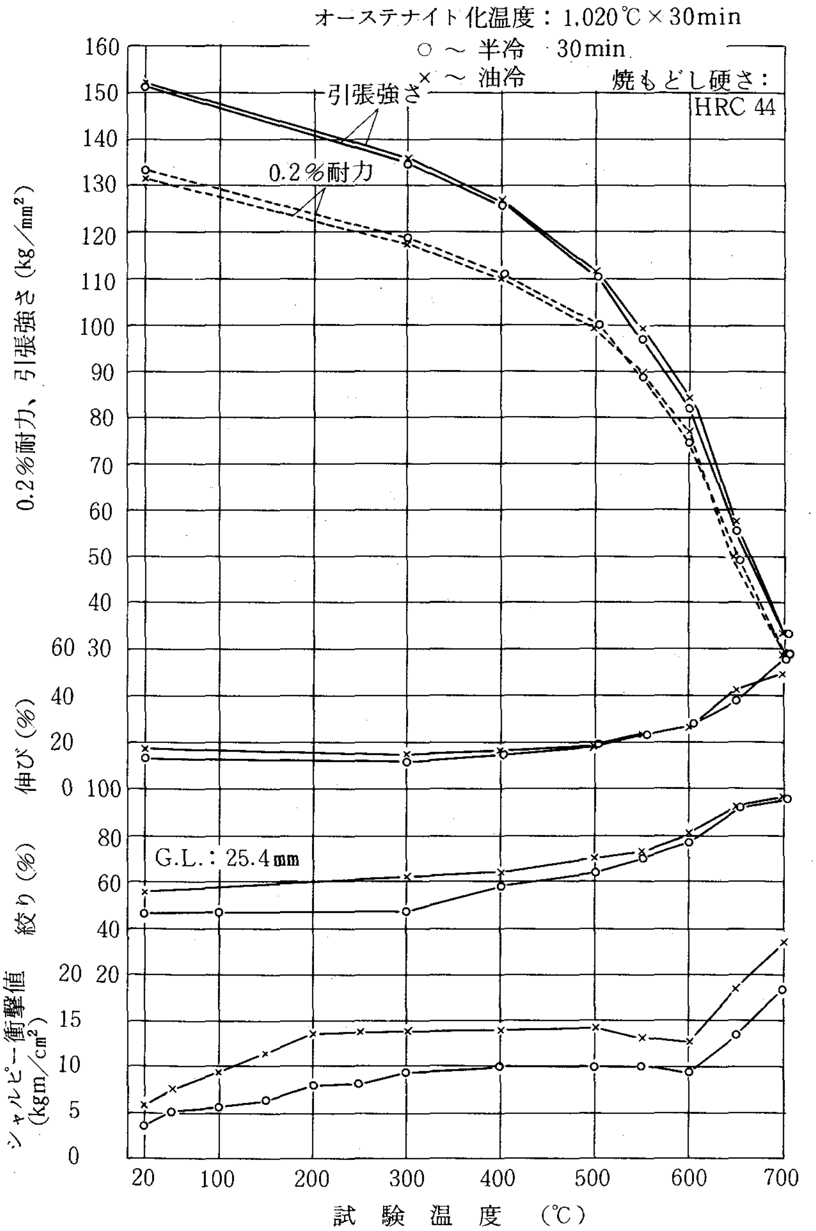
（試験片平行部径：6.35mm
歪み速度：2.0mm/min（クロスヘッド））

図93　引張性質およびシャルピー衝撃値におよぼす焼もどし温度の影響
（含N，Ni 5.5Cr−Mo−V鋼）



（試験片平行部径：6.35㎜
歪み速度：2.0㎜/min（クロスヘッド））

図94　引張性質およびシャルピー衝撃値におよぼす焼もどし温度の影響
（含N，Ni 5.5Cr－Mo－V鋼）



(試験片平行部径：6.35 mm
歪み速度：2.0mm/min(クロスヘッド))

図95　引張性質，シャルピー衝撃値におよぼす試験温度の影響
（含N，Ni 5.5Cr－Mo－V鋼）

SKD61の場合に対比して，400℃を越える温度域で本開発鋼の場合の方が引張強さはやや高い。シャルピー衝撃値についてはSKD61の場合と際立った差はなく，良好な値を示している。

以上，本開発鋼の高温域における強度はSKD61のそれよりもやや高く，所期の目標に沿う結果を得た。

(5) 焼入冷却速度による衝撃遷移特性の変化

油冷および半冷 30, 60 minで焼入し，HRC 44に焼もどし後にVノッチシャルピー試験片により試験温度に対するシャルピー衝撃値の変化を測定した結果を図 96 に示す。

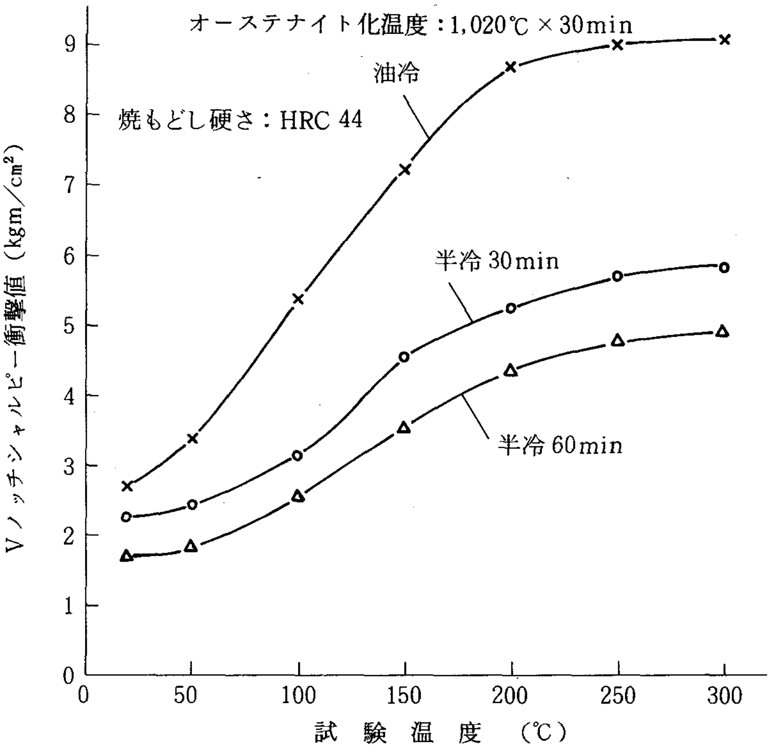


図 96　Vノッチシャルピー衝撃値におよぼす試験温度の影響
（含 N，Ni 5.5 Cr－Mo－V 鋼）

50％脆性破面遷移温度は油冷：100 ～ 150℃，半冷 30min： 150℃，半冷 60 min：150 ～ 200℃で，焼入冷却速度の低下により上昇し，また上部棚エネルギー値も油冷→半冷 30 min間で明らかな低下がみられる。

SKD 61 の場合に対比すれば 50％脆性破面遷移温度は各焼入冷却速度の場合とも低く，またSKD 61 の半冷 30 minの場合（200℃）に対し，本開発鋼の半冷 60 minの場合（150 ～ 200℃）の方が低い。また吸収エネルギーについても，たとえば 150℃ではSKD 61 の半冷 30 min の場合（3.2 kgm/cm²）に対し，本開発鋼の半冷 60 min の場合（3.5 kgm/cm²）の方が高く，破面遷移温度，吸収エネルギーにおいて所期の改善効果を満たしている。

以上，本開発鋼の高温強度特性はSKD 61 のそれと同等以上で，靱性については半冷 60 min でもSKD 61 の半冷 30 min の場合と同等以上の水準を示し，所期の開発特性目標を満たすことが確認される。

(6) 本開発鋼の実用性能

2,500 ton マシン用の大寸法のアルミダイカスト型材(たとえば700mm×1,000mm×1,200mmℓ)や大割れが問題となる各種アルミダイカスト型に好結果が得られつつあり，その他押出工具などダイカスト以外の分野の割れが問題となる各種熱間工具へも適用が進みつつある。

3.4 1.5 Ni−2.5 Cr−Mo−V高靱性マルテンサイト鋼[103)104)]

3.4.1 開発の指針

近年予備調質の熱間プレス鍛造型において，鍛造精度の向上のため，仕上型を主体に型隅部の形状の鋭角化，また，型の大寸法化，型の形状複雑化がすすんできた。この分野には従来5Cr系のSKD6，61，62やNiを含む高靱性鋼SKT4が使用されているが，5Cr系鋼では靱性がかならずしも十分でなく，割れの問題があり，一方SKT4の場合，高温強度が十分でなく，一部窒化処理で寿命向上をはかってはいるが，へたり，摩耗により短寿命に終る問題が生じ，本用途に対する適材開発への要求が高まって来た。

とくにSKT4の場合，被加工材との摩擦発熱により型表面がA_1変態以上に昇温し，大きな塑性流動を生じる傾向があり，これに対する対策も必要となった。本用途の開発型材として必要な特性を列挙すると，

(1) 被加工性の点より硬さはHRC 41 (HB381)前後を基準とする，

(2) SKD61相当の高温強度を備えていること，

(3) SKT4と同一水準の靱性を備えており，半冷30minでの焼入冷却後の焼もどし(HRC 41)で300 $kg/mm^2 \cdot \sqrt{mm}$に近いK_{IC}値を保持すること，

(4) A_1，A_3変態点はSKT4の場合(A_1：740℃，A_3：783℃)より高いこと，

(5) 窒化による耐摩耗，へたり寿命向上の効果を高めるため，窒化硬さがSKT4のそれ(表面でHV600〜650)よりも高いこと，

ただし再型彫加工(リシンク)が可能な範囲にとどめる必要があり，表面硬さHV850前後を目途とする，

(注) SKD61など5Cr系鋼の場合窒化表面硬さがHV1,000以上となり，再型彫加工が困難となる

(6) 予熱による靱性改善効果の点より，衝撃遷移温度はSKT4のそれと同等以下で，かつ上部棚エネルギー値は同等以上であること，などである。

本用途の型用鋼として，

(1) SKD6，61，62などの問題点は，

(i) 靱性面では，

(a) MC，M_2C析出強化型の鋼であり，極微細析出炭化物の分布のため，靱性値に限界がある

こと，

これに関連して，

(b) 50%脆性破面遷移温度は，油冷：100 ～ 150℃，半冷：30 min： 200 ℃で，焼入冷却速度が低下した場合，予熱による靱性向上効果がかならずしも十分でないこと，

(ii) 高温強度面ではHRC 41 狙いの場合の焼もどし温度 600 ～ 650 ℃でCr 系炭化物M_7C_3, $M_{23}C_6$およびM_6Cの凝集が大きく進み，高温強度の低下が大きいこと，などである。

一方，

(2) SKT 4 の問題点は，

(i) 高温強度面では，

残留炭化物は$M_{23}C_6$，析出炭化物はM_3C，$M_{23}C_6$で，焼もどし温度の上昇とともに炭化物の析出と凝集が大きく進み，本用途に対し高温強度が不足すること，

(ii) 靱性面では，

50%脆性破面遷移温度は 油冷：50 ～ 100℃，半冷 30 min：100℃で良好であるが，上部棚エネルギー値は5.5～6 kgm/cm^2で十分高いとはいえず，予熱の効果を高めるためにも吸収エネルギー値の向上をはかる余地のあること－残留炭化物量の低減により改善の可能性があると考えられる，などである。

上記観点に立ち，下記ミクロ組織目標を設定した。

(1) 靱性の点より極微細析出炭化物MC，M_2Cの析出や旧オーステナイト粒界やその他の組織境界への析出を生じやすい$M_{23}C_6$，M_6Cの析出を抑制する。

(2) 焼もどし軟化抵抗，高温強度の点より，

(i) 炭化物反応について，

M_3C析出，成長→（M_3C→M_7C_3）変態を行なわせるが，Mo，Cr，Vの添加によるこれら元素の炭化物中への固溶によりM_3C，M_7C_3の成長を極力抑制する。また凝集のはやい$M_{23}C_6$の生成を抑制する。

(ii) 残留炭化物は析出炭化物と種類のことなるMCとし，析出炭化物の凝集段階で残留炭化物の成長を抑制する。

(3) 衝撃試験における吸収エネルギーを高めるため，残留炭化物の面積率は1％以下を狙う。（SKT 4 の場合，残留炭化物の面積率：2.2％，平均粒径：0.59 μm）

(4) Ni の固溶による基地の靱性向上効果を活用する。

(5) 型表面の塑性流動による損耗を抑制するためA_1変態開始点をSKT 4 のそれ（740℃）よりも高くする。 などである。

上記にもとずき検討を行ない，1.5 Ni－2.5 Cr－Mo－V 高靱性プレス鍛造型用鋼を開発し，実体型素材による特性の確認を行なった。

3.4.2　1.5 Ni－2.5 Cr－Mo－V 開発鋼の性能

試料は 1.5 Ni－2.5 Cr－Mo－V 鋼で，化学組成を表 30 に示す。

表 30　試料の化学組成（wt％）

C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	V
0.46	0.48	0.77	1.45	2.43	1.43	0.56

素材断面寸法は 260㎜ × 380㎜ で弧光式電気炉で溶製し，鍛錬成形比 6 以上に熱間成形し，700℃で焼なまし処理した。試験片は表面と中心との中間位置より鍛伸方向に採取して実験に供した。

(1)　ミクロ組織特性

12㎜× 12㎜× 6㎜ の試験片を用いてオーステナイト化温度 930℃からの焼入冷却速度とベイナイト組織生成の挙動および焼もどしにおける析出炭化物の分布挙動を観察した。

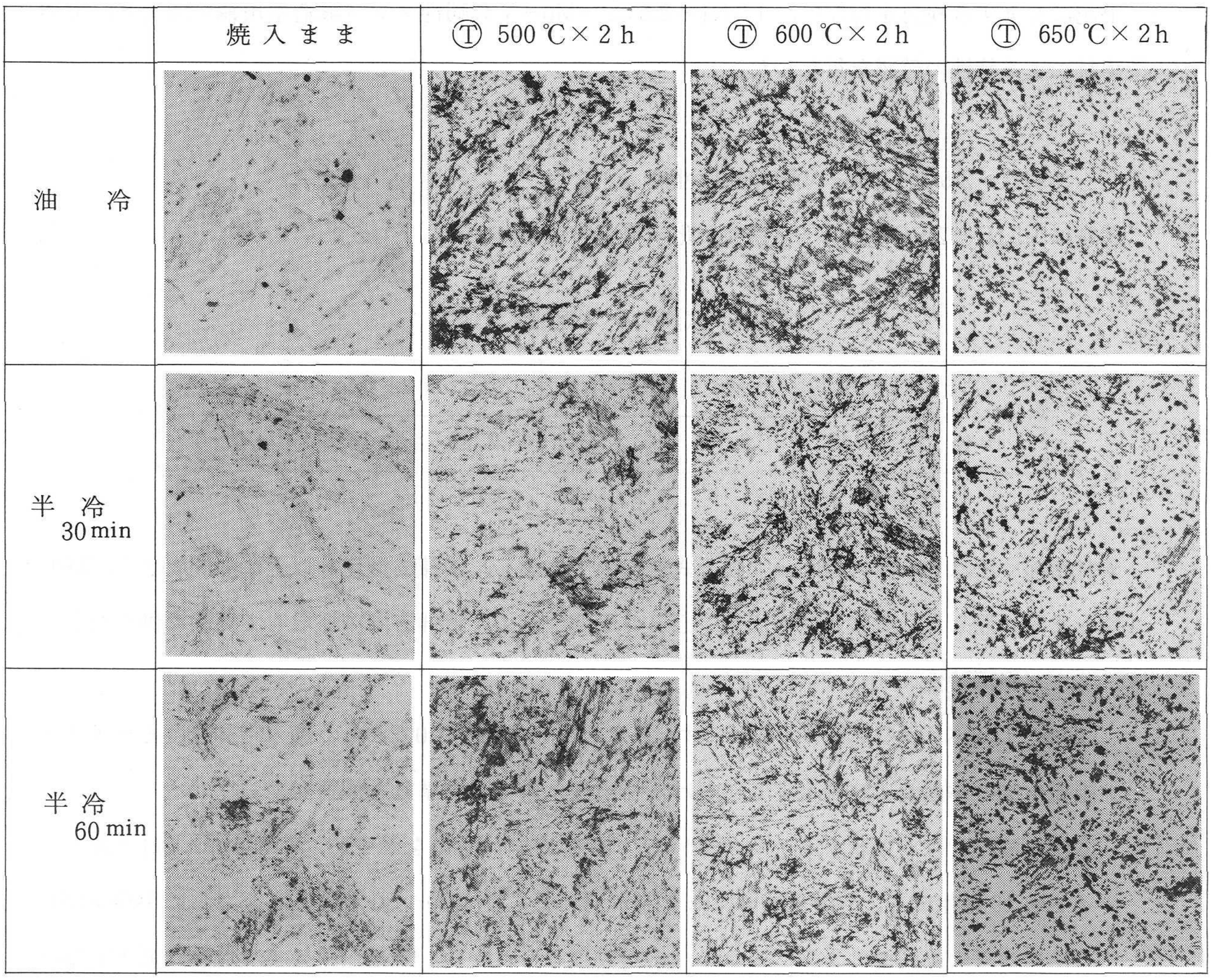
本鋼は油冷ではラス状マルテンサイト（ラス幅 0.25μm）組織を示すが，半冷15minでは下部ベイナイトを 10％生成し，半冷 30minでは下部ベイナイト量は 20～30％となる。さらに半冷60minでの冷却速度の範囲では上部ベイナイトの生成はみられない。下部ベイナイト粒幅は最大 1.7μm程度である。

残留炭化物の面積率は 0.85％（0.15μm 以上の炭化物につき測定）で，目標とした 1％以下を満たしており，残留炭化物の平均粒径は0.48μmで微細である。写真61に930℃より油冷，半冷30min，60minで焼入冷却後，500～650℃の各種温度に各 2h焼もどした試料についての抽出レプリカ電顕法による炭化物分布の観察像を示す。

また，X線および電子線回折による炭化物の構造同定の結果を表31に示す。

油冷試料の場合，焼もどし温度が 400℃ではラス境界を主体に棒状あるいは密集棒状を主体としたM_3C 炭化物の析出分布が進み，500～600℃でさらに炭化物の析出がすすむが，大きな変化は生じない。600 → 650℃で$M_3C \rightarrow M_7C_3$ 変態がすすみ，炭化物の粒状化，成長と分布密度の減少がみられるが，ＳＫＴ４におけるような粒状炭化物の粗大化や析出炭化物の分布密度の大幅な減少はみられず，650℃では炭化物の分布密度はＳＫＤ61 の場合よりもやや高い。

また，靱性に不利な影響を与えるＭＣ，M_2C 等の極微細炭化物の析出や旧オーステナイト粒界への$M_{23}C_6$，M_6C の析出はみられない。半冷30minの冷却による 20～30％の下部ベイナイトを含



オーステナイト化温度：930℃×30min, Ⓣ：焼もどし

写真61　焼入冷却速度による焼もどし時（500～650℃×2h）の炭化物析出，凝集形態の変化
（1.5Ni－2.5Cr－Mo－V鋼，抽出レプリカ電顕像，　×4,000）

む試料の場合，焼もどし温度が400℃でマルテンサイトラス境界を主体に棒状あるいは密集棒状のM_3C炭化物の析出がすすみ，また下部ベイナイト部にはベイナイト粒内に生じていた炭化物の若干の成長を生じる。

500～600℃でさらに炭化物の析出がすすむが大きな変化は生ぜず，下部ベイナイト部で析出炭化物の分布密度が減少し，やや炭化物の分布むらが大きくなる。

600～650℃で炭化物の粒状化と成長，分布密度の減少がみられ，旧オーステナイト粒界への析出もやや増加するように見えるがおおむね油冷の場合と同様の形態を呈する。油冷の場合よりやや分布むらが増加するが大きな変化は示さない。

なお，半冷60minの場合も焼もどし時の炭化物の析出，凝集の形態は上記とほぼ同様であり，

表31　X線および電子線回折による炭化物同定結果
(1.5 Ni − 2.5 Cr − Mo − V 鋼)

オーステナイト化温度： 930 ℃× 30 min

		焼入まま	焼もどし温度 (℃) × 2 h					
			400	500	550	600	650	700
油焼入	X 線 (CoKα)	MC (6)	MC (9) M_3C (2)	MC (9) M_3C (4)	MC (10) M_3C (5)	MC (11) M_3C (5)	MC (12) M_3C (6) M_7C_3 (12)	MC (10) M_3C (2) M_7C_3 (23)
油焼入	電子線	(残留粒状) MC	——	(密集棒状) M_3C	——	——	(小粒状) M_7C_3 (密集棒状) M_3C	——
半冷 30min	X 線 (CoKα)	MC (6)	MC (9) M_3C (3)	MC (10) M_3C (5)	MC (11) M_3C (5)	MC (12) M_3C (5)	MC (13) M_3C (6) M_7C_3 (10)	MC (8) M_3C (2) M_7C_3 (20)
半冷 30min	電子線	——	——	——	——	——	(小粒状) M_7C_3 (密集棒状) M_3C	——

(　)内の数字はチャート上の回折図形の高さ(目盛)を示す。
MC：(111)面　M_3C：(211)面　M_7C_3：(411)面

やや分布密度の減少と旧オーステナイト粒界への一部連鎖状析出分布がみられるが，大きな変化はみられず，焼入冷却速度の低下に対し靱性を大きく低下させるような組織変化を生じないことが確認された。

以上，本鋼は標準の焼もどし硬さHRC 41（焼もどし温度 620 〜 630 ℃前後）の場合，若干の残留MCと焼もどしにより析出したM_3Cおよびこれから変態して生じたM_7C_3が均一に分散した組織を示し，焼入冷却速度の低下に対し大きな変化を示さない。

SKD 61 におけるような旧オーステナイト粒界への$M_{23}C_6$，M_6Cの析出はみられず，またSKT 4 におけるような$M_{23}C_6$の大きな成長はみられず，靱性上有利なミクロ組織形態を呈する。

また，650 ℃など高温の焼もどし効果を受けた場合にも炭化物の分布密度の高さはSKD 61 の場合と同等以上で，SKT 4 の場合のようなM_3C，$M_{23}C_6$の粗大化はみられない。このように靱性，高温強度，焼入性に関し，所期のミクロ組織目標を満たすものであることが確認された。

(2)　焼入冷却速度による破壊靱性値K_{IC}(K_Q)，シャルピー衝撃値の変化

930 ℃から油冷および半冷15〜16 minで焼入冷却後HRC41に焼もどした場合のK_{IC}(K_Q)値およびシャルピー衝撃値を測定した。その結果を図 97， 98 に示す。

本開発鋼のK_{IC} 値は半冷 30 minで 290 $kg/mm^2 \cdot \sqrt{mm}$ の値を示し， SKT 4 の場合（半冷 30 minで

315 $kg/mm^2 \cdot \sqrt{mm}$ ）に準ずる良好な値を示し，またシャルピー衝撃値についても半冷30 minで4.6 kgm/cm^2の高値を示しており，所期の靱性水準を満たす。

(3) 焼もどし温度による引張性質，シャルピー衝撃値の変化

油冷および半冷30minで焼入した試料につき，700℃までの各種温度に焼もどし後引張性質およびシャルピー衝撃値を測定した結果を図99に示す。

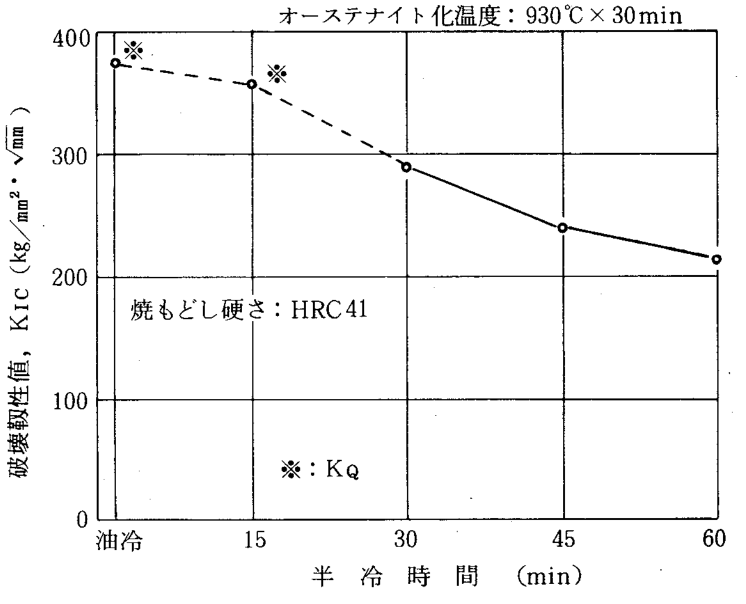


図97　破壊靱性値KIC (KQ) におよぼす焼入冷却速度の影響
（1.5Ni－2.5Cr－Mo－V鋼）

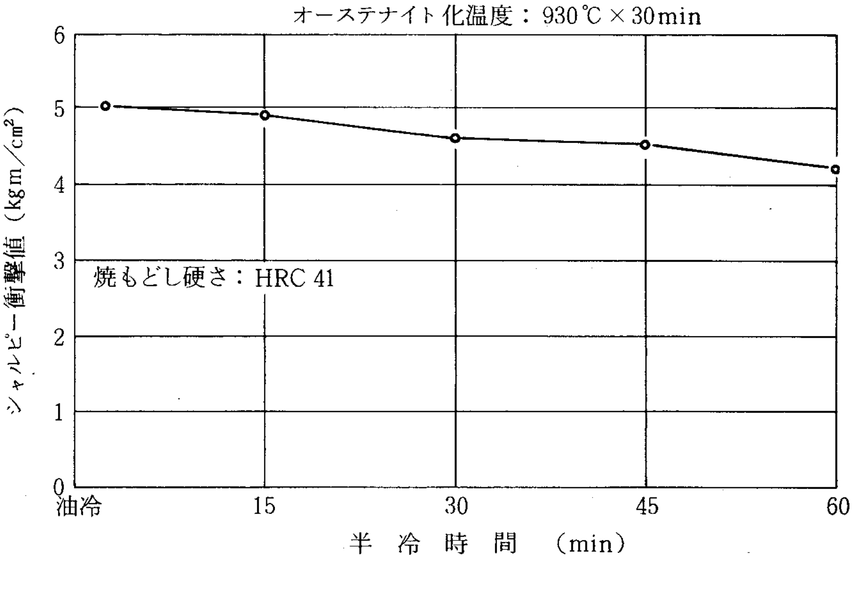
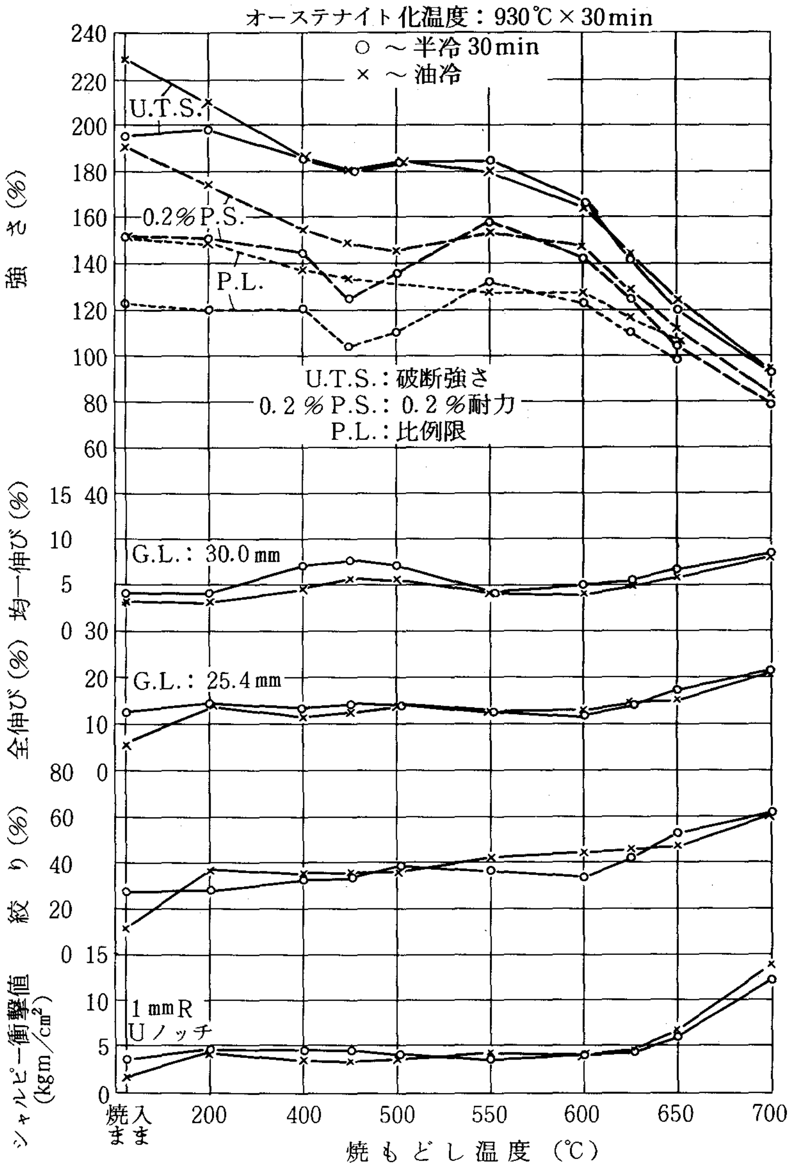


図98　シャルピー衝撃値におよぼす焼入冷却速度の影響
（1.5Ni－2.5Cr－Mo－V鋼）



(試験片平行部径：6.35㎜
歪み速度：2.0㎜/min(クロスヘッド))

図99　引張性質およびシャルピー衝撃値におよぼす焼もどし温度の影響
(1.5Ni－2.5Cr－Mo－V鋼)

比例限は油冷の場合焼もどし温度の上昇にともない漸減するが，半冷30minの場合，焼もどし温度が450℃で極小を示し，550℃にかけて上昇し，550℃で最高値を示し，油冷の場合よりやや高くなり，600℃以上では油冷の場合よりやや低くなる。550℃にかけての上昇は残留オーステナイトの分解によるものと推察される。

引張強さは油冷，半冷30minの場合とも焼もどし温度450℃まで減少したのち，加工硬化性との関係により450～550℃にかけて横ばいないしやや上昇し，600℃にかけて漸減し，600℃を越

える温度で強度の低下がやや大きくなる。

SKT4の場合に対比して，焼もどし温度400℃を越える温度での強度が明らかに高い。

本開発鋼の場合の引張強さは，焼もどし温度が600℃：164～165kg/mm²，650℃：120～125kg/mm²であるが，SKT4の場合（図60），600℃：164～165kg/mm²，650℃：100kg/mm²，である。一方SKD61の場合に対比すれば，引張強さは焼もどし温度が500～550℃では本開発鋼の場合の方が明らかに低いが，問題のこれを越える温度域では，SKD61の場合，600℃：156～163kg/mm²，650℃：114～118kg/mm²であるのに対し本開発鋼の場合の方が高い。

以上，焼もどし温度に対する強度の挙動については所期の目標を満たすことが確認された。

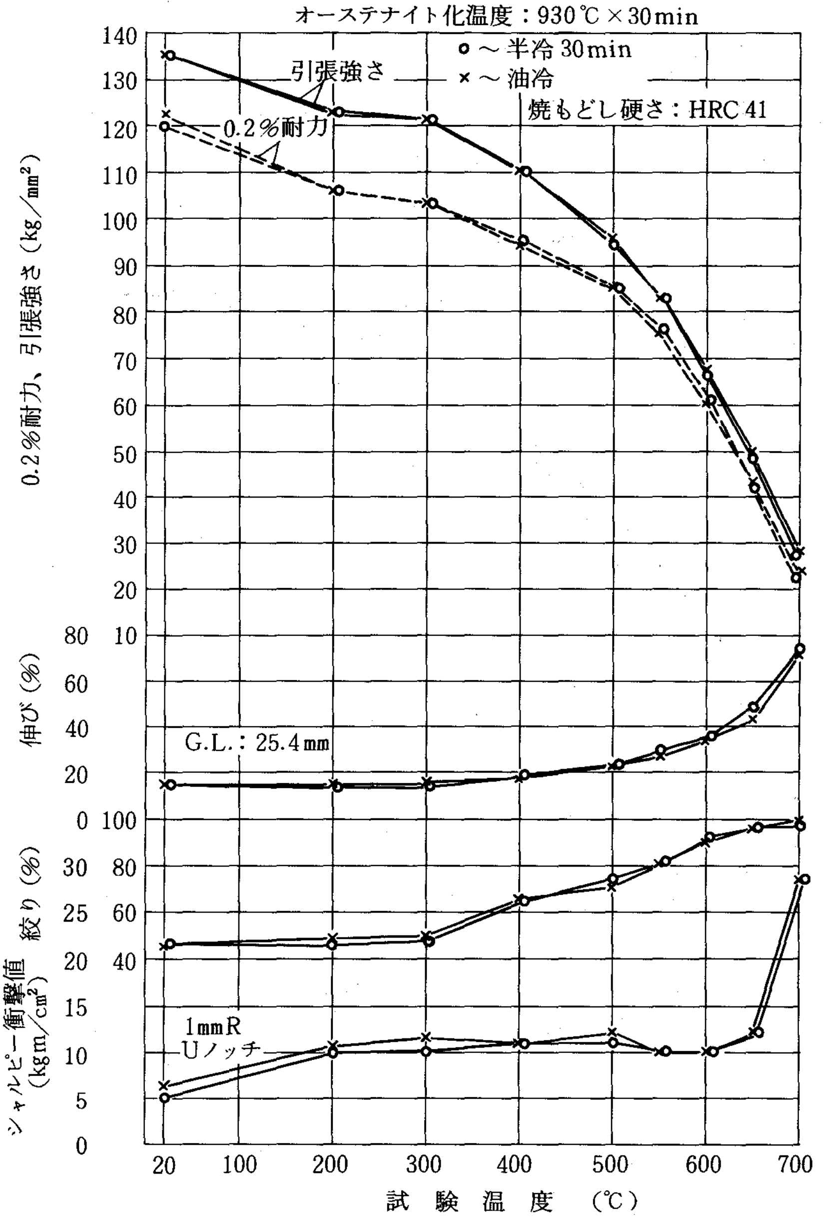
(4) 試験温度と引張性質，シャルピー衝撃値の関係

油冷および半冷30minで焼入冷却後700℃までの各種温度で高温引張試験を行なった結果を図100に示す。

高温引張強さは300℃まで漸減したのち500℃にかけて減少度が大きくなり，これを越える温度域でさらに減少度が大きくなる。SKT4の場合に対比すれば，400℃を越える温度域で本開発鋼の強度が高く，650℃では　SKT4：26～28kg/mm²に対し，本開発鋼：48.5～50kg/mm²で明らかに高い。

一方，SKD61の場合（図29）に対比すれば，同じ焼もどし硬さ（HRC40～41）の場合，500℃を越える温度域で本開発鋼の場合の方が同等ないしやや高い値を示す。たとえばSKD61の場合の引張強さは600℃：63～65kg/mm²，650℃：48kg/mm²に対し，本開発鋼の場合600℃：66～67kg/mm²，650℃：48.5～50kg/mm²である。

以上，本開発鋼の高温引張強さはSKT4のそれより明らかに高く，SKD61のそれと同等かやや高い水準のものであり，所期の強度水準を満たすものであることが確認された。



（試験片平行部径：6.35 mm
歪み速度：2.0mm/min（クロスヘッド））

図100　引張性質，シャルピー衝撃値におよぼす試験温度の影響
（1.5Ni－2.5Cr－Mo－V鋼）

(5)　焼入冷却速度による衝撃遷移特性の変化

油冷および半冷30minで焼入冷却後HRC 44に焼もどした試料につき，Vノッチシャルピー試験片による20～300℃での衝撃試験を行なった結果を図101に示す。

破面観察による50％脆性破面遷移温度は油冷：50℃，半冷30min：50～100℃で，SKT4の場合よりやや低く，破断までの吸収エネルギーは本開発鋼の場合の方が高い。

たとえば，150℃における吸収エネルギー（油冷～半冷30min）は本開発鋼：6.3～6.5 kgm/cm²　SKT4：4.5～4.9kgm/cm²で，本開発鋼の場合の方が高く，予熱を実施することにより高い靱性水

準での使用が可能であることを示している。

以上の試験結果は衝撃破断における吸収エネルギーを増大させようとの当初の目標に沿うものである。

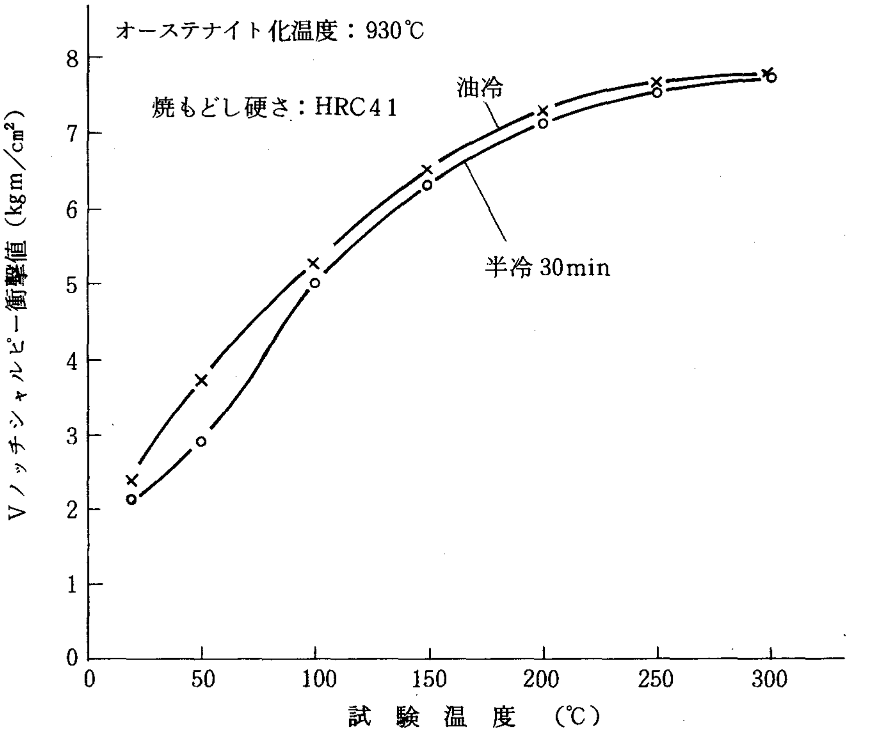


図101　Vノッチシャルピー衝撃値におよぼす試験温度の影響
（1.5Ni－2.5Cr－Mo－V鋼）

(6)　窒化特性

本開発鋼およびSKT4，SKD61のガス窒化（520℃×40h）における断面硬さ分布測定の結果を図102に示す。

SKT4の場合，Cr量が低いため窒化表面硬さがHV600前後で相対的に低いが，2.5Crの本開発鋼の場合窒化表面硬さはHV857前後まで上昇しており，所期の目標に合致するものである。

なお，5CrのSKD61の場合，窒化表面硬さがHV1,000を越え，再型彫加工が困難となるため，本用途の型の場合，一般には窒化処理は適用されない。

(7)　A_1～A_3変態点

加熱速度5℃/minの場合のA_1～A_3変態点測定値は，本開発鋼の場合767～821℃で，SKT4の場合の740～783℃よりも高く，所期の目標を満たしている。

(8)　本開発鋼の実用性能

大寸法の型，鋭い隅角部形状を有する仕上型，隅角部Rの小さい深彫型など鍛造型への使用が普及し，表32に示すような改善効果が得られている。

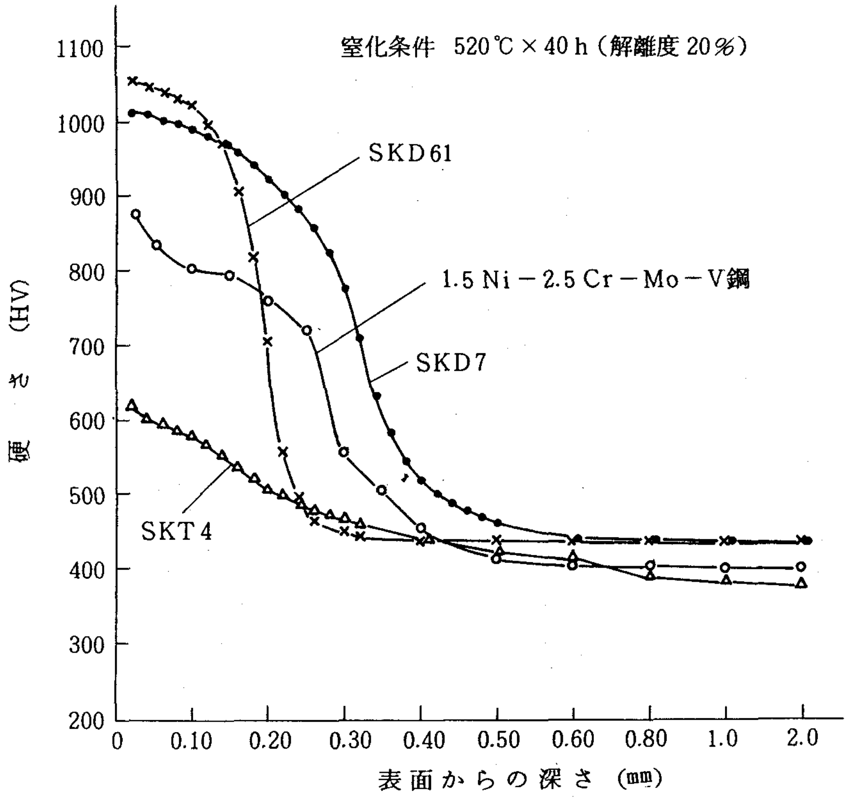


図 102　ガス窒化における断面硬さ分布例
（1.5 Ni－2.5 Cr－Mo－V鋼）

表 32　1.5 Ni－2.5 Cr－Mo－V開発鋼の使用寿命実績
（熱間プレス鍛造型，プリハードン，HB 375）

プレス容量	使　用　寿　命
2,500 ton	SKT4　5,500 ヶ（摩耗）に対し 1.8～2.0 倍
5,000 ton	SKT4　4,500 ヶ（摩耗）に対し 1.5 倍
5,000 ton	SKT4（窒化）　10,000 ヶ（摩耗）に対し 1.7 倍（窒化，摩耗） （SDK 62 では割れ）

以上，高温強度，靱性を構成するミクロ組織因子の制御を基本に，高耐摩耗性析出硬化型熱間プレス鍛造型用鋼など顧客の要求にこたえる新しい高性能工具鋼の開発を行ない，実用化させることができた。

また，本研究結果をさらに発展させ，アルミ押出，ハンマー鍛造，高速精密鍛造，温間鍛造用途の各種高性能型用鋼の開発と実用化をすすめ，熱間成形作業の合理化に貢献することができた。

第４章　　本研究の総括

近年新しい熱間成形技術の開発や各種合理化，加工の高度化を背景に工具自体が多様化するとともに，工具寿命の一層の向上が重要な課題として提起された。

これらの要求に的確に対応するためには，単に高温強度，靱性といった形で特性をとらえ，これにおよぼす化学組成，熱処理条件の影響を研究し，新しい熱間工具鋼の開発をすすめる方式では十分でないと考えられる。

そこで，本研究ではまず工具の損耗の現象を解明し，工具寿命を向上させるために必要な特性とその評価方法を明らかにすることにした。

つぎに，熱間工具鋼の材質特性を代表する因子として，ミクロ組織をとりあげ，特性を構成する共通のミクロ組織因子を明らかにすることにした。

この結果をもとに，それぞれの工具長寿命化の要求に対応するためののぞましいミクロ組織形態を設定し，これを実現するための成分配合，熱処理条件を検討することにより高性能鋼の開発をすすめることにした。

以下，本研究で得られた成果について記述する。

4.1　熱間工具の損耗形態，重視すべき特性

(1)　熱間鍛造型

一見多様な鍛造型の表面部の損耗現象は，型面での被加工材の肉流れの大，小によりⅠ型（肉流れ小），Ⅱ型（肉流れ中），Ⅲ型（肉流れ大）の３つに分類，整理できることを示し，損耗作用のとくに過酷なⅢ型損耗のミクロ形態を明らかにした。Ⅲ型損耗に対する改善をすすめるためには，ヒートクラック部を主体とする型面の塑性流動や再焼入層の生成を抑制するため高温強度だけでなく，被加工材との摩擦特性（摩擦係数低減）と再焼入層の生成防止に配慮することが必要であることを示し，酸化被膜特性，残留炭化物，A_1 変態点など，考慮すべき重要な材質特性を示した。一方，クラックの型内部への進展に関しては，熱応力および作業応力の繰り返し作用のもとでクラックが進展する速度を小さく，大割れに至る限界深さを大きくすることが重要であり，疲労クラック進展特性および平面歪み破壊靱性値 K_{IC} による評価が適切であること，また型の予熱による靱性向上特性として衝撃遷移特性による評価の併用が適当であることを示した。

(2)　アルミダイカスト型，銅合金押出ライナー，アルミ押出ダイス

アルミダイカスト型については，ヒートクラックが繰り返し応力下で深くかつ長く進む通常の

場合と，溶湯温度が高く，型面の軟化をともない，クラックの開口度の大きい熱塑性歪み型のクラックを生じ，肌あれにより寿命に至る場合とに類別して寿命向上策を検討すべきことを示した。

すなわち，前者については繰り返し応力下でのクラックの進展特性がとくに重要であり，後者については型の軟化を防ぐための高温強度特性の改善が不可欠であることを示した。

また，クラックの段階を，初期クラックの発生とクラックの進展との二つの段階に分けて，発生の段階では耐クラック進展性と高温強度を重視すべきことを示し，また，型寿命向上を検討する際，併慮すべき使用条件上の事項（昇温温度，急冷度，型の寸法，形状）を示した。

また，銅合金押出用内筒については，ビレット温度が型材の焼もどし温度を越えて高く，かつビレットとの接触時間が長く，型の軟化が芯部にわたってすすむことが使用条件上の特徴であり，寿命原因となるダイス近辺部のくぼみ状損耗については摩耗によるものではなく，クリープ変形（へたり）によるものであることを明らかにし，クリープ特性による評価が適切であることを示した。

その他，アルミ押出ダイスについては，押出製品の寸法が大きくなることによるたわみや形状の複雑化による薄肉部からの曲がり，折損などへの対策について高温強度，靱性のみでなく繰り返し窒化における軟化抵抗，窒化深さ特性を含めた型材の特性改善の方向を明確化した。

以上，型寿命を左右する因子として，従来指摘されている熱応力にもとずくヒートクラックの発生，発達以外に，発生したクラックの内部への進展特性，大割れに至る限界のクラック深さが実質的に型寿命を左右する重要な因子であり，これに関する定量的な特性評価が重要であることを明らかにした。

また，鍛造型の場合，型面での被加工材との摩擦による損耗に対する特性が重要であること，工具は使用時の昇温と昇温保持時間との関係により漸次組織変化（強度低下）をともなうもので，高温強度については，この点を考慮した評価が必要であること，工具の予熱による靱性向上の効果の評価を考慮すべきことを示した。

以上の解析にもとずき，特性評価の項目として高温強度面では高温引張性質，高温クリープ特性，靱性面では切欠疲労クラック進展特性，平面歪み破壊靱性値K_{IC}，衝撃遷移特性，摩擦特性については酸化被膜特性，A_1変態点，残留炭化物量などを考慮すべきことを指摘した。

4.2　靱性，高温強度を構成するミクロ組織因子

(1)　靱性を構成するミクロ組織因子

(i)　靱性を構成するミクロ組織因子は

(a)マルテンサイトラスやベイナイト粒の幅，長さ，有効結晶粒径など組織単位の大きさ，(b)

焼もどし時の旧オーステナイト粒界など組織境界への優先的な炭化物析出の程度，(c)極微細析出炭化物の分布密度，(d)残留炭化物の量，粒径，(e)安定な残留オーステナイトの量（析出硬化型鋼）に集約されること，

ミクロ組織単位の大きさが小さく，旧オーステナイト結晶粒その他のミクロ組織の境界に沿う炭化物の析出が少なく，極微細析出炭化物の分布密度が低く，残留炭化物の量が少なく，粒度が小さいミクロ組織が高い靱性を示すことを明らかにした。

(ii) 急冷によるマルテンサイトの焼もどしの場合は上記(a)～(c)の形態がのぞましい形態となり，もっともすぐれた靱性を示すが，焼入冷却速度の低下により靱性は減少する。

これは焼入性との関係により，上部ベイナイト組織の生成量の増大や形態が変化し，上記(a)～(c)の要因の水準が不利な方向に変化するためであり，とくに塊状上部ベイナイト組織の生成の場合，靱性の減少が大きくすすむことを明らかにした。

すなわち，上部ベイナイト変態温度域の冷却速度が靱性制御の要点となることを明確化した。

(iii) 上部ベイナイト化にともなう旧オーステナイト粒界への炭化物の優先析出傾向の増大や基地中への極微細析出炭化物の分布密度の増大の原因を下記のように明らかにした。

すなわち，上部ベイナイト化によるベイナイト部のCの過飽和度の減少とこれにともなう残留オーステナイト中のC量の増加による残留オーステナイトの安定化により，500 ℃以下の焼もどしでM_3C の析出を生ぜず，このため 500℃を越える温度での焼もどしで，その場核生成によるM_3CからM_7C_3 への変態が抑制され，分離核生成による基地中へのM_2C，MCなど極微細炭化物の析出量が増加する。また，マルテンサイトラス幅に対して，上部ベイナイトの粒幅が大きく，析出の場所（ｓｉｔｅ）としてのベイナイト粒境界の分布密度が低いため，旧オーステナイト境界への優先析出の傾向が増大する。

(iv) 靱性上不利な上部ベイナイト組織を基本とし，析出硬化開始温度以下の 400 ℃前後で焼もどしされる析出硬化型鋼の靱性には安定な残留オーステナイトの寄与が大きく，これの活用が重要であることを明らかにした。

(v) 鋼種による靱性の水準の差のミクロ組織上の主因子は極微細析出炭化物の分布密度と残留炭化物の面積率，大きさにあることを明らかにし，合金組成と関連づけてその根拠を明らかにした。

(2) 高温強度を構成するミクロ組織因子

(i) 高温強度は極微細析出炭化物の分布密度が高く，かつ高温への昇温時炭化物の凝集がすすみにくい組織状態のものが高いが，400 ℃以下では鋼種や強化の機構にかかわらず，初期硬さによって決まることを明らかにした。

(ii) 鋼種による高温強度の差を形成する上記ミクロ組織因子の挙動を合金組成と関連づけて明らかにし，また上部ベイナイト化により昇温時の極微細析出炭化物の凝集がすすみにくくなり，高温強度向上の傾向を示すが，これは(1)に記したように極微細炭化物の析出量の増加，析出，凝集の場所としてのベイナイト粒境界の分布密度がマルテンサイトラス境界のそれよりも低いことによることを示した。

(iii) 高温への昇温時の炭化物の凝集防止には，凝集のすすみやすいM_7C_3，$M_{23}C_6$などCr系炭化物の生成量を靱性とのバランスに配慮しつつ低めに抑制することが重要であることを示した。

(iv) 上部ベイナイト組織を基本とする析出硬化型鋼の場合，塊状上部ベイナイト化による高温強度の向上と，これにともなう安定な残留オーステナイトの靱性改善効果とを活用することにより，すぐれた高温強度と靱性とを兼備させ得ることを明らかにした。

以上(1)，(2)の研究成果により工業的には多様な工具寿命向上の要求に対応する高性能鋼の開発や特性を高度に発揮させるための熱処理条件の設定をミクロ組織の制御を基本として的確にすすめることが可能となった。

熱処理的には上部ベイナイト変態温度域の冷却速度の管理が靱性制御の要点となることを指摘し，その具体的指針を示したが，今後この面から熱処理技術の一層の高度化がすすめられていくと思われる。

現に，アルミダイカスト型（ＳＫＤ６１）の焼入において，ベイナイト変態温度域の冷却を適切に管理することにより，型の大割れが顕著に低減できた実績が報告されている。[105)]

4.3 高性能熱間工具鋼の開発

(1) 高耐摩耗性析出硬化型熱間プレス鍛造型用鋼

作業の合理化を目的として，自動車メーカーを中心に従来の3Ni−3Mo 鋼に対し，耐摩耗寿命のすぐれた高性能鋼の開発が強い要求として提起された。

析出硬化型鋼は靱性の点で不利なベイナイト組織鋼であり，過去耐摩耗寿命の向上を狙って析出炭化物の種類の検討により，高温強度を高めた各種試作鋼が鍛造テストに供されたが，靱性の低下に起因する大割れをまねくだけでなく，予期した耐摩耗特性の改善も得られず，開発の成功は容易でなかった。

本研究では，まず型表面部の損耗現象を詳細に観察し，被加工材との摩擦作用による型表面の損耗への抜本的対策を加えることがとくに重要であることを見出した。

つぎに，特性を構成するミクロ組織因子の観察結果より，高強度化のもとで靱性を兼備させる

ためには，安定な残留オーステナイトの活用が有効であることを見出し，Ｉ型塊状上部ベイナイトと15％前後の安定な残留オーステナイトを共存させることを基本に，適度の靱性と高い高温強度を兼備させることに成功した。

さらに，被加工材との摩擦作用による損耗への対策として，固着性の酸化被膜の生成特性，適量の残留炭化物の付与，A_1変態点の800℃前後への引上げなどに配慮して合金組成の検討を行ない，鍛造テストによる確認を経て高度の耐摩耗性を備えた0.2C−3Cr−W−Mo−V−Co鋼を開発した。

内部応力の低減をも考慮した熱処理技術も確立し，現在各自動車メーカー，鍛造メーカーで採用され型寿命の向上（2～1.5倍）のみでなく，使用途次の型面の補修研摩工数の低減などを通じ，合理化に大きく貢献することができた。

(2) 大物アルミダイカスト型用鋼

近年の自動車の前輪駆動化による型の大型化（たとえば700 mm × 700 mm × 1,200mmℓ)，型形状の複雑化，また能率向上のための型面からの水冷の強化の普及により，従来のSKD61を使用した型の大割れやヒートクラックによる寿命低下が問題となった。

損耗現象観察の結果，塊状上部ベイナイト化による靱性の不足が主因であり，この点への対策を含めてクラックの進展速度の低減，大割れに至る限界のクラック深さの増大が寿命改善のための要点との判断を行なった。

アルミダイカスト型の実用焼入冷却処理（衝風冷却）と型の寸法を考慮して，半冷60 minの徐冷焼入でも塊状上部ベイナイトの生成が抑制され，マルテンサイト主体の組織が得られること，有効結晶粒径の微細化，残留炭化物量の低減を基本に検討を行ない含N，Ni5.5Cr−Mo−V高焼入性鋼の開発を行ない実用化させることができた。

さらに，割れが問題となるアルミ押出ライナーなど強度と併せて高い靱性が要求される各種熱間工具への適用がすすめられている。

(3) その他

同じくアルミダイカスト型で製品肌の点よりヒートクラックの発生自体が問題となる用途や，SKD61の場合には型表面の軟化をともなう高温の溶湯の鋳造用途に，MC，M_2Cの析出による強化を高め，また，有効結晶粒径の微細化，残留炭化物量の低減により，SKD61よりすぐれた高温強度とこれに準ずる靱性を備えた含N5Cr−2.5Mo−V高強度アルミダイカスト型用鋼を，また鋭い隅角部をともなう仕上鍛造型や大物鍛造型で問題となる大割れ対策として，極微細析出炭化物MC，M_2Cの析出による強化によらず，M_3C，M_7C_3の成長を抑制する方式によりSKD61よりすぐれた靱性とこれに準ずる高温強度を備えた1.5Ni−2.5Cr−Mo−V高靱性

プレス鍛造型用鋼を開発し，実用化させることができた。

また，上記以外にアルミ押出型の大型化，形状複雑化に対応する4Cr－Mo－V 高強度アルミ押出型用鋼[106]，ハンマー鍛造型の長寿命化を目的としてＳＫＴ４に対し一層靱性を向上させた含Ni－低～中Cr－Mo(W)－V 高靱性ハンマー鍛造型用鋼[107]，製品の寸法精度，肌品位をとくに要求される高速精密鍛造，温間鍛造用[108]の型用鋼を開発し，実用化させることができた。

以上に総括したように工具長寿命化のための改善すべき特性とその適切な評価法や靱性，高温強度など主要な特性を構成するミクロ組織因子を明らかにすることにより，要求に応じた高性能鋼の開発や現用鋼の組織制御による高性能化を的確にすすめる道をひらくことができた。

また，これらの結果をもとに高耐摩耗性析出硬化型熱間プレス鍛造型用鋼ほか一連の高性能鋼を開発し，顧客での工具寿命の向上に貢献し，また現用鋼による工具の寿命の一層の向上を得るための熱処理技術の新たな発展の端緒をひらくことができた。

謝　　　辞

本論文を完成するにあたり御懇切な御指導ならびに御校閲を賜わりました大阪大学工学部教授　堀茂徳博士，稔野宗次博士，山根寿己博士，荻野和巳博士，大阪大学産業科学研究所教授　清水謙一博士　に厚く御礼申し上げます。

本研究は日立金属株式会社安来工場　冶金研究所で行なったものであり，本研究の遂行には日立金属株式会社　顧問　宮下格之助博士，取締役副社長　鈴本禎一氏，取締役安来工場長　朝位義照氏，理事　冶金研究所長　清永欣吾博士，安来工場副工場長　岸田民也氏の御指導を頂いた。また，安来工場　主任技師　中尾敦輔氏，技術部，製造各部門，各営業所の御協力を頂いた。

実験の推進には，冶金研究所　浦野元一(現関西支店)，佐々木林三(現中部支店)，瀬崎博史，藤原明，鈴木一俊，三徳友利，福田厚，各氏ほか冶金研究所一同の絶大な御協力を頂いた。

各位に対し厚く御礼申し上げます。

文　　献

1) 高橋　徹：「工具鋼に関する最近の進歩」シンポジウム予稿，(1974), P.1 (日本金属学会第Ⅲ総合分科)

2) 奥野利夫：鋼中微量元素の偏析と粒界脆化(1976), P.97 (鉄鋼基礎共同研究会微量元素の偏析部会)

3) 奥野利夫：粒界の偏析と鋼の諸性質(1979), P.247 (鉄鋼基礎共同研究会微量元素の偏析部会)

4) 奥野利夫：第73回塑性加工シンポジウム予稿(1980−11), P.13 (日本塑性加工学会)

5) 奥野利夫：特殊鋼，33(1984)1, P.23

6) 佐藤知雄，西沢泰二，村井弘佑：鉄と鋼，44(1958), P.1378

7) 佐藤知雄，西沢泰二，玉置維昭：鉄と鋼，46(1960), P.1550

8) 西村富隆：日本金属学会誌，32(1968), P.708

9) 西村富隆：鉄と鋼，53(1967), P.116

10) 西川淳二：塑性と加工，23(1982−2), 253, P.89

11) IRON and STEEL, 39(1966), P.66

12) 沢　繁樹：金属材料，10(1970)5, P.42

13) 鈴木建彦：塑性と加工，20(1979)227, P.1143

14) 奥野利夫：日立金属安来工場研究報告第1758号(1979, 3)

15) A. KANNAPAN：Metal Forming, 37(1970), P.96

16) 提　信久：鋳造(標準金属工学講座), (昭35), P.232〔コロナ社〕

17) L. NORTHCOTT, H.G. BARON : JISI, 184(1956)12, P.385

18) 日立金属安来工場 技術資料No.220, 押出工具の使用について，P.1

19) 奥野利夫：伸銅技術研究会誌，14(1975), P.19

20) J. A. SUCCOP : Steel Processing, (1955)10, P.621

21) R.B. CORBETT, J. A. SUCCOP and A. FEDUSKA : Trans. ASM, 46(1954), P.1599

22) G. J. P. BUCHI, J. H. R. PAGE, and M. P. SIDEY : JISI, 203(1965)3, P.291

23) L. J. HABRAKEN, M. ECONOPOULOS : Transformation and Hardenability in Steels, (Michigan, Feb. 27, 28, 1967), P.69 (Climax Molybdenum Co. Ltd.)

24) D. RAYNOR : JISI, 204(1966)9, P.897

25) 三好栄次，岡田隆保：材料，13(1964), P.144

26) 行俊照夫，西田和彦：鉄と鋼，59(1973), P.1113

27) 邦武立郎，寺崎富久長，大森靖也，大谷泰夫：Tward Improved Ductility and Toughness (Kyoto, Oct. 25, 26, 1971), P. 83 [Climax Molybdenum Co. Ltd.]

28) 松田昭一，井上 泰，三村 宏，岡村義宏：Tward Improved Ductility and Toughness (Kyoto, Oct. 25, 26, 1971), P. 45 [Climax Molybdenum Co. Ltd.]

29) 鎌田晃郎，腰塚典明，船越督己：鉄と鋼，60(1974), P. 1483

30) 中島宏興，荒木 透：鉄と鋼，58(1972), P. 1993

31) 鎌田晃郎，腰塚典明，船越督己：鉄と鋼，61(1975), P. 2839

32) 荒木 透：日本金属学会会報，17(1978), P. 716

33) K. BUNGARDT, O. MÜLDERS, and R. MEYER－RHOTERT : Arch. Eisenhüttenwes., 37(1966)5, P. 381

34) 上原紀興，並木邦夫，高橋国男：電気製鋼，52(1981), P. 165

35) 奥野利夫：鉄と鋼，70(1984), P. 709

36) M. A. GROSSMAN, M. ASIMOV, and S. F. URBAN : Hardenability of Alloy Steels (1938), P. 124 [ASM]

37) 荒木 透：鉄鋼材料学(1970), P. 96〔丸善〕

38) R. Le HOUILLIER, G. BÉGIN, and A. DUBÉ : Met. Trans., 2(1971), P. 2645

39) R. SIMCOE and A. E. NEHRENBERG : Trans. ASM, 58(1965), P. 378

40) R. W. K. HONEYCOMBE : Structure and Strength of Alloy Steels, P. 17 [Climax Molybdenum Co. Ltd.]

41) 上田修三，石川正明，鎌田晃郎，大橋延夫：鉄と鋼，64(1978), P. 2177

42) 谷野 満：日本金属学会会報，6(1967), P. 23

43) 斎藤鉄哉，内山 郁：鉄と鋼，63(1977), P. 1539

44) C. R. SIMCOE, A. E. NEHRENBERG, V. BISS and A. P. COLDERN : Trans. ASM, 61(1968), P. 834

45) D. RAYNOR, J. A. WHITEMAN, and R. W. K. HONEYCOMBE : JISI, 204(1966)11, P. 1114

46) R. W. K. HONEYCOMBE : Structure ane Strength of Alloy Steels, P. 18 [Climax Molybdenum Co. Ltd.]

47) 幸田成康：格子欠陥と金属の機械的性質(合金の析出硬化)(1967), P. 252〔丸善〕

48) 須藤 一：日本金属学会会報，14(1975), P. 683

49) P. G. STONE and J. O. MURRY : JISI, 203(1965), P. 1094

50) A. S. TETELMAN and A. J. MC EVILY, Jr. (宮本　博訳) : Fracture of Structural Materials (構造材料の強度と破壊2), P. 27 (1970)〔培風館〕

51) 小寺沢良一：日本金属学会会報，14(1975), P. 899

52) J. WEERTMAN : Fatigue and Microstructure (1978), P. 303 [ASM]

53) 角田方衛，内山　郁：鉄と鋼，63(1977), P. 1700

54) 中沢　一，小林英雄：日本機械学会誌，75(1972)642, P. 120

55) 荒木　透，石　滋宣，佐川竜平：鉄と鋼，57(1971), P. 2042

56) D. WEBSTER : Trans. ASM, 61(1968), P. 816

57) 荒木　透，辛　玟数，佐川竜平：鉄と鋼，61(1975), P. 972

58) 寺崎富久長：塑性と加工，13, (1972−2)133, P. 139

59) 奥野利夫：鉄と鋼，69(1983), P. 655

60) C. F. JATCZAK : Trans. ASM, 58 (1965) P. 195

61) 大森靖也，大谷泰夫，邦武立郎：鉄と鋼，58(1972), P. 1076

62) 須藤　一：日本金属学会会報，14(1975), P. 1

63) 谷野　満：日本金属学会会報，11(1972), P. 203

64) 奥野利夫：鉄と鋼，69(1983), P. 1676

65) P. GÜMPEL and K. RASCHE : Thyssen Edelst., 7(1981)2, P. 151

66) E. HABERLING : Thyssen Edelst., 7(1981)2, P. 161

67) G. A. ROBERTS, J. C. HAMAKER, A. R. JOHNSON : TOOL STEELS, (1962), P. 553 [ASM]

68) L. Å. NORSTRÖM, N. ÖHRBERG : Metals Technology (1981) P. 22

69) 荒川武二，山本俊郎，林　健二：鉄と鋼，57(1971), S552

70) G. P. CONTRACTOR, E. G. SCHEMPP, and W. A. MORGAN : Trans. ASM, 54(1961), P. 208

71) 奥野利夫：鉄と鋼，69(1983), S1292

72) G. A. ROBERTS, J. C. HAMAKER, A. R. JOHNSON : TOOL STEELS, (1962), P. 568 [ASM]

73) 奥野利夫：Trans. ISIJ (投稿中)

74) 奥野利夫：鉄と鋼，70(1984), S1270

75) 西村富隆，新山善之：日特技報，1(1965)1, P. 24

76) 伊藤一夫，常陸美朝：電気製鋼，50(1979), P. 181

77) R. W. K. HONEYCOMBE (高村仁一訳)：鉄と鋼，53(1967)，P. 67

78) K. KUO ：JISI, 184(1956)11, P. 258

79) K. J. IRVINE and F. B. PICKERING：JISI, 194(1960)2, P. 137

80) 荒木　透：鉄鋼材料学(1970)，P. 236〔丸善〕

81) 平　修二編：金属材料の高温強度，P. 48 (1961, 養賢堂)

82) 荒木　透：鉄鋼材料学(1970)，P. 120〔丸善〕

83) R. W. K. HONEYCOMBE：Structure and Strength of Alloy Steels, P. 16 (Climax Molybdenum Co. Ltd.)

84) E. SMITH and J. NUTTING ：JISI, 187(1957)12, P. 314

85) 奥野利夫：特開昭55−21548

86) 奥野利夫：鉄と鋼，68(1982)，P. 315

87) 奥野利夫：鉄と鋼，68(1982)，P. 1638

88) 細見広次，芦田喜郎，波戸　浩，石原和範：鉄と鋼，64(1978)，P. 1047

89) E. TEKIN and P. M. KELLY：JISI, 203(1965) P. 715

90) D. RAYNOR, J. A. WHITEMAN, and R. W. K. HONEYCOMBE：JISI, 204(1966)4, P. 349

91) R. O. RICHIE, B. FRANCIS, and W. SERVER：Met. Trans., 7A(1976)7, P. 831

92) L. Y. LAI, W.E. WOOD, R. A. CLARK, V. F. ZACKAY, and E. R. PARKER：Met. Trans., 5(1974)7, P. 1663

93) D. WEBSTER：Trans. ASM, (1968), P. 816

94) 武井英雄，中佐啓治郎：日本金属学会誌，35(1971)，P. 1067

95) 田村今男：鉄鋼材料強度学(1969)，P. 128 (日刊工業新聞社)

96) 門間改三：新制金属講座 鉄鋼 I (1961)，P. 29 (日本金属学会)

97) 矢島悦次郎，宮崎　亨，杉山敏彦，寺島博夫：日本金属学会誌，36(1972)，P. 711

98) H. E. FRANKEL, J. A. BENNET, and W. R. A. PENNINGTON：Trans. ASM 52(1960), P. 257

99) 奥野利夫：特開昭55−34687

100) 奥野利夫：特許登録NO. 1110781

101) 奥野利夫：(未発表)

102) 奥野利夫：特公昭57−19743

103) 奥野利夫：樋山愼二：特許登録NO. 1072311

104) 奥野利夫：鉄と鋼，71(1985)，S608

105) 向坂　勤，神谷孝則：プラントエンジニア，16(1984)3, P.81

106) 奥野利夫：特開昭55−24931

107) 奥野利夫：特開昭57−82458

108) 奥野利夫：特許登録No. 1137182