



Title	低合金圧力容器用鋼のAl-B処理による溶接性改善に関する研究
Author(s)	古澤, 遵
Citation	大阪大学, 1986, 博士論文
Version Type	VoR
URL	<a href="https://hdl.handle.net/11094/2628">https://hdl.handle.net/11094/2628</a>
rights	
Note	

*The University of Osaka Institutional Knowledge Archive : OUKA*

<https://ir.library.osaka-u.ac.jp/>

The University of Osaka

# 低合金圧力容器用鋼のAl-B処理による 溶接性改善に関する研究

昭和60年9月

古 澤 遵

# 目 次

第 1 章 序 論 .....	1
第 1 節 緒 言 .....	1
第 2 節 低合金圧力容器用鋼の研究課題 .....	2
第 3 節 本論文の構成 .....	6
第 2 章 焼ならし型低合金圧力容器用鋼の機械的特性及び変態特性に及ぼす Al-B 処理の影響 .....	9
第 1 節 緒 言 .....	9
第 2 節 中・常温圧力容器用高強度鋼 ( PMS 鋼 ) の機械的特性及び変態特性に 及ぼす Al-B 処理の影響 .....	9
2-1. 実験方法 .....	9
2-2. PMS 鋼の機械的特性に及ぼす sol. Al 及び B 量の影響 .....	11
2-3. PMS 鋼の変態特性に及ぼす sol. Al 及び B 量の影響 .....	12
第 3 節 $1\frac{1}{4}\text{Cr}-\frac{1}{2}\text{Mo}$ 鋼の機械的特性及び変態特性に及ぼす Al-B 処理の影響 .....	15
3-1. 実験方法 .....	15
3-2. $1\frac{1}{4}\text{Cr}-\frac{1}{2}\text{Mo}$ 鋼の機械的特性に及ぼす sol. Al 及び B 量の影響 .....	16
3-3. $1\frac{1}{4}\text{Cr}-\frac{1}{2}\text{Mo}$ 鋼の変態特性に及ぼす sol. Al 及び B 量の影響 .....	18
第 4 節 $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼の機械的特性及び変態特性に及ぼす Al-B 処理の影響 .....	21
4-1. 実験方法 .....	21
4-2. $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼の機械的特性に及ぼす Si, sol. Al 及び B 量の影響 .....	21
4-3. $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼の変態特性に及ぼす sol. Al 及び B 量の影響 .....	24
第 5 節 結 論 .....	27
第 3 章 Al-B 処理による PMS 鋼の溶接低温割れ感受性の改善 .....	28
第 1 節 緒 言 .....	28
第 2 節 実験方法 .....	28
第 3 節 PMS 鋼の機械的特性に及ぼす Al-B 処理及び $P_{CM}$ の影響 .....	30
第 4 節 PMS 鋼の溶接低温割れ感受性に及ぼす Al-B 処理及び $P_{CM}$ の影響 .....	37
第 5 節 結 論 .....	40

第 4 章	Al - B 処理による $1\frac{1}{4}\text{Cr} - \frac{1}{2}\text{Mo}$ 鋼溶接部のクリープ割れ感受性の改善	41
第 1 節	緒    言	41
第 2 節	Cr - Mo 鋼溶接部のクリープ割れ感受性に及ぼす析出硬化特性の影響	42
2 - 1.	実験方法	42
2 - 2.	Cr - Mo 鋼溶接部のクリープ割れ感受性に及ぼす化学組成及び溶接後熱処理温度の影響	45
2 - 3.	Cr - Mo 鋼溶接部の析出硬化特性に及ぼす化学組成及び溶接後熱処理温度の影響	51
2 - 4.	まとめ	56
第 3 節	Al - B 処理による $1\frac{1}{4}\text{Cr} - \frac{1}{2}\text{Mo}$ 鋼溶接部のクリープ割れ感受性の改善	57
3 - 1.	まえがき	57
3 - 2.	実験方法	57
3 - 3.	$1\frac{1}{4}\text{Cr} - \frac{1}{2}\text{Mo}$ 鋼の機械的特性に及ぼす Al - B 処理, C 量及び Cu, Ni 添加の影響	58
3 - 4.	まとめ	62
第 4 節	結    論	63
第 5 章	Al - B 処理による $2\frac{1}{4}\text{Cr} - 1\text{Mo}$ 鋼の焼もどしぜい化感受性の改善	64
第 1 節	緒    言	64
第 2 節	実験方法	65
第 3 節	Al - B 処理 $2\frac{1}{4}\text{Cr} - 1\text{Mo}$ 鋼の機械的特性に及ぼす Si 及び Mn 量の影響	66
第 4 節	$2\frac{1}{4}\text{Cr} - 1\text{Mo}$ 鋼の焼もどしぜい化感受性に及ぼす Si, Mn 量及び Al - B 処理の影響	68
第 5 節	結    論	71
第 6 章	焼ならし型低合金圧力容器用鋼における Al - B 処理による焼入性向上機構	73
第 1 節	緒    言	73
第 2 節	焼ならし型低合金圧力容器用鋼において Al - B 処理による焼入性向上効果を得るための条件	73
2 - 1.	検討方法	74



2-2.	焼ならし型低合金圧力容器用鋼の A1-B 処理による焼入性向上効果 に及ぼす sol. Al 及び B 量の影響 .....	75
2-3.	焼ならし型低合金圧力容器用鋼の A1-B 処理による焼入性向上に 必要な sol. Al 及び B 量に及ぼす N 量の影響 .....	78
2-4.	焼ならし型低合金圧力容器用鋼の A1-B 処理による焼入性向上に 必要な sol. B 量に及ぼす Cr 量の影響 .....	88
2-5.	まとめ .....	90
第3節	焼ならし型低合金圧力容器用鋼溶接熱影響部の変態特性に及ぼす A1-B 処理の影響 .....	91
第4節	焼ならし型低合金圧力容器用鋼の A1-B 処理による焼入性向上効果 に及ぼす圧延加熱温度の影響 .....	94
第5節	焼ならし鋼の微量 B による焼入性向上機構 .....	96
第6節	結 論 .....	101
第7章	A1-B 処理低合金圧力容器用鋼の実用化の検討 .....	103
第1節	緒 言 .....	103
第2節	A1-B 処理 PMS 鋼の現場製造材の特性 .....	103
第3節	A1-B 処理 1¼Cr - ½Mo 鋼の現場製造材の特性 .....	110
第4節	A1-B 処理 2¼Cr - 1 Mo 鋼の現場製造材の特性 .....	114
第5節	結 論 .....	121
第8章	総 括 .....	122
謝 辞	.....	124
参考文献	.....	125
本研究に関する発表論文	.....	130

# 第 1 章 序 論

## 第 1 節 緒 言

化学工業プラント用圧力容器は高温・高圧力下で長時間運転されるため、その安全性に対する要求が厳しく、特に溶接部の欠陥防止及び鋼材、溶接部の靱性向上が強く望まれている。更に、近年化学プラントの操業効率向上を目的として圧力容器の大型化が進められ、これらの圧力容器に使用される低合金圧力容器用鋼材は厚肉化の傾向にある。鋼材の厚肉化は鋼材及び溶接部の機械的特性の確保及び溶接施工技術をより難しくし、圧力容器の安全性に対する要求をより厳しくしている。

Table 1-1 に代表的な低合金圧力容器用鋼の化学組成及び引張強さの規格例を示した。JIS-SGV 49 鋼及び WES-中・常温圧力容器用高強度鋼（以後 PMS<sup>1)</sup> 鋼と記す）などのいわゆる圧力容器用炭素鋼では、強度を得るために銅（Cu）、ニッケル（Ni）、クロム（Cr）、モリブデン（Mo）、バナジウム（V）あるいはニオブ（Nb）などの合金元素を複合添加することが多い。したがって、ここではこれらの炭素鋼も含めて低合金圧力容器用鋼と総称した。

Table 1-1 Examples of low alloy steel plates for pressure vessel

Standard	Chemical compositions range(wt %)					Tensile strength range (kgf/mm <sup>2</sup> )
	C	Si	Mn	Cr	Mo	
JIS-SGV49 (ASTM-A516 Gr. 70)	≤0.31	0.15 ~ 0.30	0.85 ~ 1.20	/	/	49 ~ 60
WES-PMS30	≤0.19	0.15 ~ 0.60	0.80 ~ 1.60	/	≤0.35	55 ~ 70
JIS-SB49M (ASTM-A204B)	≤0.27	0.15 ~ 0.30	≤0.90	/	0.45 ~ 0.60	49 ~ 63
JIS-SCMV3 (ASTM-A387 Gr. 11)	≤0.17	0.50 ~ 0.80	0.40 ~ 0.65	1.00 ~ 1.50	0.45 ~ 0.65	53 ~ 70
JIS-SCMV4 (ASTM-A387 Gr. 22)	≤0.15	≤0.50	0.30 ~ 0.60	2.00 ~ 2.50	0.90 ~ 1.10	53 ~ 70
JIS-SCMV5 (ASTM-A387 Gr. 21)	≤0.15	≤0.50	0.30 ~ 0.60	2.75 ~ 3.25	0.90 ~ 1.10	53 ~ 70

これら低合金圧力容器用鋼は、厚肉化に伴う強度低下の防止あるいは更に積極的に板厚低減<sup>1)</sup>を目的とした高強度化を図るため、高炭素（C）、高合金元素化の傾向にあり、炭素当量（以後 C<sub>eq</sub> と記す<sup>2)</sup>）が高くなりつつある。しかし、鋼材は C<sub>eq</sub> の上昇に伴い溶接性が劣化<sup>3)</sup>することが多い。低合金圧力容器用鋼においても、(1) 高 C<sub>eq</sub> 化あるいは高 P<sub>CM</sub> 化に伴う溶接低温割れ（Weld cold cracking）感受性の増大、(2) 高 C<sub>eq</sub> 化による溶接熱影響部（以後 HAZ と記す）の硬化に起因すると考えられる応力除去焼なまし割れ（SR cracking、以後 SR 割れと記す）感受性ならびにクリープ割れ（Creep cracking）感受性の増大<sup>4), 5)</sup>など

の種々の問題が提起されている。

更に、圧力容器用 Cr-Mo 鋼では、高温長時間操作中に焼もどしぜい化 (Temper embrittlement)<sup>6)</sup> による靱性劣化がおこることが知られており、結晶粒界偏析元素 {リン (P), アンチモン (Sb), すず (Sn), ひ素 (As) など} の増加及び C, けい素 (Si), マンガン (Mn), Cr などの合金元素の量の増加あるいは 0.5% 以上における Mo 量の増加によってぜい化が促進されることが知られている。<sup>7), 8)</sup> HAZ は母材よりも結晶粒径が大きくなるため焼もどしぜい化感受性はより高く、高 Ceq 化による悪影響も大きいと考えられる。<sup>6)</sup>

本研究は、圧力容器の安全性を向上させるため、低合金圧力容器用鋼において鋼材の機械的特性を損うことなく溶接性に関する上述の課題を解決することを目的として行ったものである。

## 第 2 節 低合金圧力容器用鋼の研究課題

前節で述べたように、低合金圧力容器用鋼には炭素鋼、Mo 鋼あるいは Cr-Mo 鋼があり、その鋼板特性の中で主に溶接性に関する課題は、溶接低温割れ、SR 割れ、クリープ割れ及び焼もどしぜい化などである。

鋼種によって解決すべき主要な課題は異なっており、PMS 鋼などのいわゆる炭素鋼では C<sup>9)~15)</sup> を多く含んでいるため (約 0.17% 以上) 溶接低温割れに関する課題が、また、 $1/4\text{Cr}-1/2\text{Mo}$  鋼 (JIS G 4109 SCMV 3)<sup>16)</sup> では溶接部の SR 割れ及びクリープ割れに関する課題が、<sup>17)</sup>  $2/4\text{Cr}-1\text{Mo}$  鋼 (JIS G 4109 SCMV 4)<sup>6)</sup> では焼もどしぜい化に関する課題があげられる。したがって、これら主要な課題に関する研究が従来から行われている。

圧力容器用鋼板は容器の製作において、熱間加工後空冷の状態で用いられることが多く、焼ならし処理あるいは焼ならし+焼もどし処理後、規格に定められた機械的特性を有することが要求される。更に、溶接施工後に溶接後熱処理 (以後 PWHT と記す) を行うため、これによる強度、靱性の低下を考慮する必要がある。このため、C 量あるいは合金元素量を高めて機械的特性を確保しているが、圧力容器の大型化に伴う板厚の増加により、合金元素量を更に高める必要があり、溶接性の劣化を招いている。この板厚増加を緩和する目的で、鋼材の許容応力を高め、かつ欧州系の降伏点を基準とする設計思想を取り入れた PMS 鋼が規格化された。<sup>1)</sup> 本規格に基づいて幾つかの鋼材が開発されたが、<sup>9)~15)</sup> いずれの鋼材も高強度を得るため C 量を高め、かつ Mo, V あるいは Nb などによる析出強化作用を利用しており、 $P_{CM}$  あるいは  $C_{eq}$  が高く、溶接低温割れ感受性が高い欠点を有している。

次に、Cr-Mo 鋼製圧力容器の HAZ あるいは溶接金属部は、製作時の検査で割れが発見されなかったものが、長時間の操業後の検査で割れが発見される問題があり、この問題は溶接部のクリープ割れあるいはクリープぜい化と呼ばれている。<sup>5), 17)~29)</sup> HAZ に発生するクリープ割れは粗粒域の旧オーステナイト粒界を伝播した割れであり、Fig. 1-1 に示すように圧力容器のノズルあるいは治具の取付溶接部などに多く見られる。これらの位置は応力集中が大きく操業圧力などの応力が負荷されるため、高温での長時間操業中にクリープ変形を経て割れに至るものと考えられている。

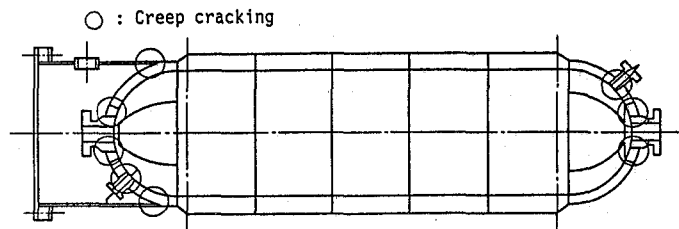


Fig. 1-1 Examples of location where creep cracking are detected in the welds of pressure vessel

クリープ割れの発生原因は不純物<sup>18)~22)</sup>の粒界偏析、粒界炭化物を核とした<sup>23)</sup>粒界ボイドの生成あるいは粒界近傍の無析出帯 (Precipitate Free Zone, 以後 PFZ と<sup>24)~26)</sup>記す)におけるボイドの生成などが考えられている。また、クリープ割れ感受性に影響を及ぼす因子は溶接部の組織、結晶粒径、硬さあるいは PWHT 条件<sup>5), 19), 20), 22), 24), 25), 27), 28)</sup>が考えられているが、その発生機構に関する定説は得られていない。

このクリープ割れに類似した現象に SR 割れがあり、これら二つの現象は割れ発生位置、鋼種あるいは形態がほぼ同等である。クリープ割れが高温長時間操業中に発生するのに対し、SR 割れは PWHT 時に発生する点で異なっている。クリープ割れは、PWHT 時の SR 割れによって生成した粒界ボイドを核として進展する<sup>5)</sup>とした考え方もあり、二つの現象の発生機構は類似であることが予想される。SR 割れの発生機構に関する研究は数多く行われており、大きく分けて析出硬化説と粒界ぜい化説<sup>4), 16), 30)~33)</sup>がある。<sup>34)~39)</sup>この他母材の応力緩和特性が SR 割れ感受性を支配するとの考え方あるいはこれらの説の複合効果によるとする説があり、<sup>38), 40)</sup>いずれの説が正しいかはいまだ論争中である。<sup>41), 42)</sup>以上の SR 割れに関する研究結果から見て、クリープ割れの発生機構も析出硬化、不純物元素の粒界偏析あるいは粒界炭化物の析出などの因子の複合効果であることが考えられる。

このようなクリープ割れが多く見られる鋼種は、例えばガソリン改質装置などに広く用いられる<sup>17)</sup>1¼Cr-½Mo 鋼が挙げられるが、1¼Cr-½Mo 鋼のクリープ割れ防止に関する有効な対策は示されていない。

更に、低合金圧力容器用鋼は高温長時間操作中に焼もどしぜい化による韌性劣化がおこることが知られている。<sup>6)</sup> その機構についてはすぐれた解説がなされているためここでは詳述を避けるが、結晶粒界への不純物元素 (P, Sb, Sn, As) の偏析によることではほぼ意見の一致を見ている。また、最も焼もどしぜい化感受性の高い鋼種は  $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$  鋼及び  $3\text{Cr}-1\text{Mo}$  鋼とされている。<sup>6)</sup> 中でも  $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$  鋼は、石油精製プラントの重油脱硫装置などに広く実用化されていることから、焼もどしぜい化抑制の研究が多く行われている。これらの研究によると、焼もどしぜい化に及ぼす不純物元素の影響力の大小は、Bruscatto のぜい化指数  $\{\bar{X} = (10P + 5Sb + 4Sn + As) / 100, \text{単位は}\mu\}$  に示すように P の影響力が最も大きいとする説、<sup>43)</sup> 4 元素の影響力に差がないとする説、<sup>44)</sup> 渡辺らの指数  $\{J\text{-factor} = (Si + Mn)(P + Sn) \times 10^4, \text{単位は wt}\%\}$  に示すように P と Sn の影響力が等価であり、Sb と As の影響力が小さいとする説あるいは P の影響力が大きく Sn はぜい化に寄与しないと<sup>45)</sup> する説などが示され、結論は得られていない。一方、不純物元素の偏析に影響を及ぼす合金元素に関する研究によると、上述の J-factor に示される Si と Mn の他、C, Cr 及び 0.5% 以上の Mo は不純物元素の偏析を促進してぜい化をもたらしとされている。<sup>7), 8)</sup> HAZ の焼もどしぜい化現象は母材と同様であるが、結晶粒径が大きいことからその焼もどしぜい化感受性は母材よりも大きいことが示されている。<sup>6), 46), 47)</sup>

これらの研究結果を基に、 $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$  鋼の実用鋼は粒界偏析元素 (P, Sb, Sn, As) の量の低減及び Si 量の低減 (約 0.10% 以下) により焼もどしぜい化を抑制している。<sup>46)~48)</sup> しかし、Si 量の低減は強度低下をもたらす、特に厚肉材の強度を大きく下げる。低 Si 化による強度低下を補う手段は焼ならし処理に代る水焼入れ処理が用いられるが、<sup>47)</sup> 熱間加工を行わなければならない鋼板は、焼ならし後空冷の状態で強度を確保することが望ましい。また、Cu あるいは Ni 添加により強度上昇を図る対策も示されているが、<sup>49)</sup> Cu 及び Ni は焼もどしぜい化の促進の悪影響が示されており望ましくない。<sup>50), 51)</sup>

Fig. 1-2 にこれまでに述べた低合金圧力容器用鋼の溶接性に関する課題とこれらの発生位置の例を示した。溶接低温割れは初層溶接部で発生しやすく、SR 割れ及びクリープ割れは最終溶接部の粗粒域で発生しやすい。また、焼もどしぜい化は母材及び溶接部のすべての位置で認められる。

Fig. 1-2 に示した課題は、鋼材の C 量, Si 量,  $C_{eq}$  あるいは  $P_{CM}$  を低減することにより解決し得ると考えられるが、これらの対策は鋼材の機械的特性、特に強度の確保を困難と

する。したがって、鋼材の  $C_{eq}$  あるいは  $P_{CM}$  を高めることが少なく、強度の上昇に有効な手段が必要であり、この観点から微量のほう素 (B) と適量のアルミニウム (Al) を添加する Al-B 処理 (Al-B treatment) は有効な手段であると予想される。

Al-B 処理は鋼材の焼入性を高める目的で、80 kgf/mm<sup>2</sup> 級高張力鋼板などの焼入れ焼もどし鋼に<sup>52)</sup> 広く実用化されている。しかし、焼ならし型低合金圧力容器用鋼に対する Al-B 処理の検討例は少<sup>53)</sup> なく、 $\frac{1}{2}$ Mo 鋼に関する報告、あるいは  $\frac{1}{4}$ Cr- $\frac{1}{2}$ Mo 鋼に関して、Al の代わりにチタン<sup>54)</sup> (Ti) を添加した Ti-B 処理を検討した報告などの例があるだけである。しかも、これらの報告例の鋼はいずれも実用化されていない。その原因は、B の添加量が多い ( $\frac{1}{2}$ Mo 鋼：<sup>53)</sup> B = 20 ~ 40 ppm,  $\frac{1}{4}$ Cr- $\frac{1}{2}$ Mo 鋼：<sup>54)</sup> B = 55 ~ 60 ppm)\* ため靱性が低いこと及び溶接性の劣化が懸念されたことなどが考えられる。<sup>39)</sup>

また、上述の Ti-B 処理  $\frac{1}{4}$ Cr- $\frac{1}{2}$ Mo 鋼の報告例は、鋼中の窒素 (N) を固定する目的<sup>54)</sup> で Ti を添加 (0.03%) している。焼入性向上を目的として B 添加を行う場合、B は固溶 B (以後 sol. B と記す) の状態で存在することが必要であり、N と結合して形成される BN<sup>55)</sup> は焼入性向上効果を持たないため、Al あるいは Ti を添加して N を固定することが必要となる。しかし、Ti は SR 割れ感受性評価式にも示されるように析出硬化元素であり、HAZ<sup>16)</sup> の硬化などの悪影響を及ぼすことが懸念されるため、その添加は望ましくない。

本研究は低合金圧力容器用鋼において Al-B 処理により焼入性を向上し、鋼材の  $C_{eq}$  あるいは  $P_{CM}$  を低減することにより、溶接性に関する前述の課題を解決することを目的として行ったものである。

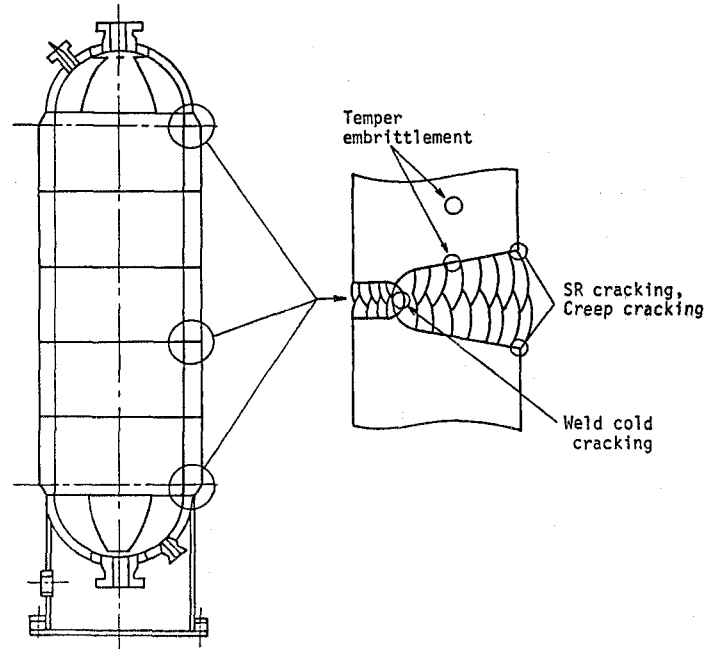


Fig. 1-2 Examples of location where problems are detected in pressure vessel

\* B及びNは、その含有量が少ないため、本論文の記述においては主にppmを用いて含有量を表示した。

### 第3節 本論文の構成

低合金圧力容器用鋼の溶接性に関する研究は数多く行われているが、前節に示したように種々の課題が残されている。これらの課題は、その支配因子が不明な点もあって対策が十分に行われているとは言えないが、鋼材の  $C_{eq}$  あるいは  $P_{CM}$  の低減によって改善し得ると考えられる。しかし、 $C_{eq}$  あるいは  $P_{CM}$  の低減は鋼材の機械的性質、特に強度を低下させる。したがって、 $C_{eq}$  あるいは  $P_{CM}$  を高めることが少なく強度の上昇に有効な方法が必要であり、A1-B 処理はこの目的にかなった方法と考えた。

本論文は、低合金圧力容器用鋼への A1-B 処理の適用を検討し、その溶接性に関する課題を解決することを目的として実験的研究を行った結果をとりまとめたものである。

本論文は 8 章より構成されている。本論文で取り上げた課題及びその解決方をまとめて Fig. 1-3 に示した。

第 1 章ではこれまでの研究をまとめ、解決すべき課題を明らかにしたうえで本研究の目的を示した。

第 2 章では焼ならし型低合金圧力容器用鋼の機械的特性及び変態特性に及ぼす A1-B 処理の影響について検討を行った。その結果、焼ならし鋼では微量の B (2 ppm 以上) と適量の Al の添加により焼入性が向上し、初析フェライトの析出が抑制され、大幅に強度が上昇することを明らかにした。

第 3 章では PMS 鋼の溶接低温割れ感受性に及ぼす A1-B 処理の影響について検討を行った。その結果、PMS 鋼では、A1-B 処理により、規格強度を満足するのに必要な  $P_{CM}$  が大幅に低減され、溶接低温割れ感受性を大きく改善し得ることを明らかにした。

第 4 章では溶接部のクリープ割れ発生機構を考察し、 $1\frac{1}{4}\text{Cr}-\frac{1}{2}\text{Mo}$  鋼溶接部のクリープ割れ感受性改善について検討を行った。その結果、 $1\frac{1}{4}\text{Cr}-\frac{1}{2}\text{Mo}$  鋼溶接部のクリープ割れ感受性は溶接部の軟化によって低減させ得ることを明らかにした。更に、A1-B 処理を行った  $1\frac{1}{4}\text{Cr}-\frac{1}{2}\text{Mo}$  鋼では、高温 (約  $700^\circ\text{C}$  以上) で PWHT を行うことにより、鋼材の機械的特性を損うことなく溶接部の軟化を図り得るため、溶接部のクリープ割れ感受性が改善されることを明らかにした。

第 5 章では  $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$  鋼の焼もどしぜい化感受性改善について検討を行った。その結果、A1-B 処理を行った  $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$  鋼では、低 Mn 化 (約 0.40% 以下) することにより、鋼材の機械的特性を損うことなく焼もどしぜい化感受性を改善し得ることを明らかにした。

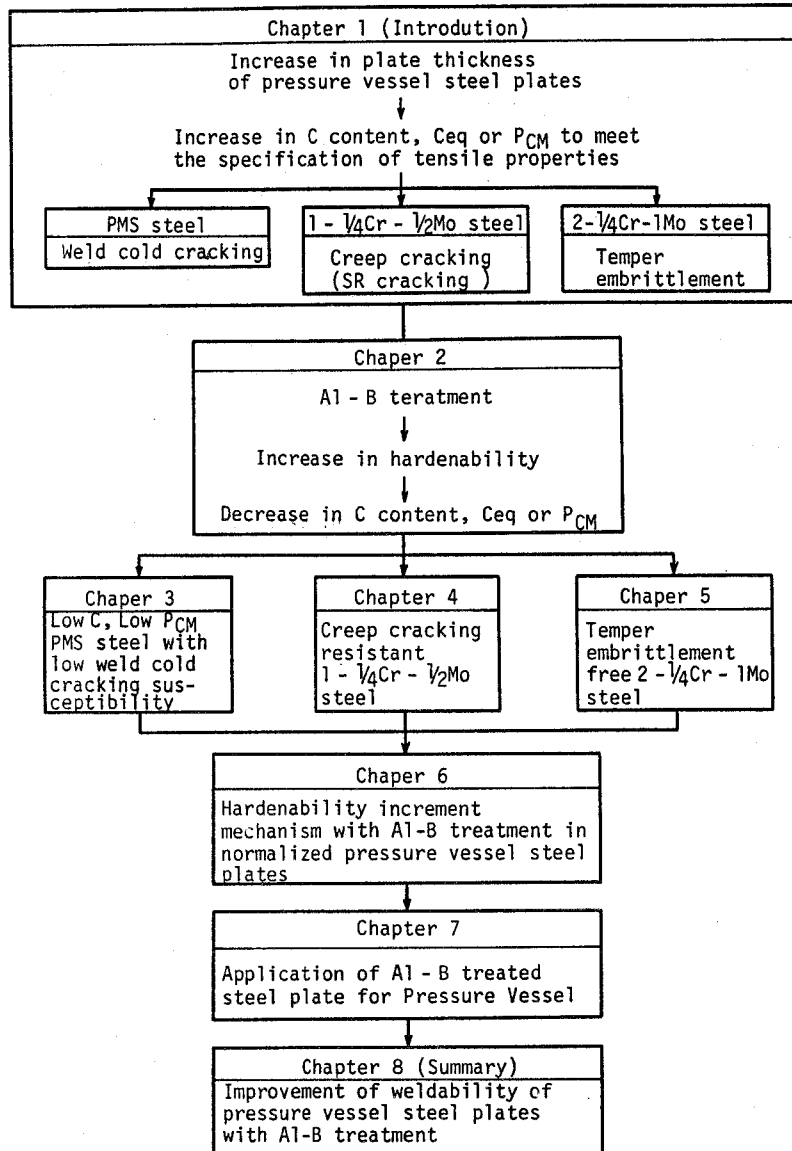


Fig. 1-3 Problems on weldability of pressure vessel steel plates and solutions to those problems

第6章では焼ならし型低合金圧力容器用鋼のA1-B処理による焼入れ性向上機構について考察した。その結果に基づき、焼ならし型低合金圧力容器用鋼のPMS鋼、 $1\frac{1}{4}\text{Cr}-\frac{1}{2}\text{Mo}$ 鋼及び $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼において、A1-B処理による焼入れ性向上効果を得るために必要なsol. Al, B及びN量の範囲を、それぞれの鋼に関して提示した。

第7章ではA1-B処理を行ったPMS鋼、 $1\frac{1}{4}\text{Cr}-\frac{1}{2}\text{Mo}$ 鋼及び $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼の現場製造材の特性例を示し、 $1\frac{1}{4}\text{Cr}-\frac{1}{2}\text{Mo}$ 鋼及び $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼に関しては圧力容器への適用例を示した。



第 8 章では本研究で得られた主要な結論を総括した。

以上のように，低合金圧力容器用鋼に A1 - B 処理による焼入性向上効果を適用することにより，鋼材の機械的特性を損うことなく，溶接性あるいは焼もどしせい性に関する課題が解決されることを明らかにした。本論文で得た対策は，従来から示されている対策である溶接施工技術の改善あるいは不純物元素の低減などと組合せて用いることにより，更に優れた効果を生むものであり，本研究の目的である圧力容器の安全性向上に寄与するものと考えられる。

## 第2章 焼ならし型低合金圧力容器用鋼の機械的特性及び 変態特性に及ぼすAl-B処理の影響

### 第1節 緒 言

Al-B処理は、鋼材の焼入性を高める目的で、80 kgf/mm<sup>2</sup>級高張力鋼板などの焼入れ焼もどし鋼に広く実用化されている。<sup>52)</sup>しかし、焼ならし型低合金圧力容器用鋼に対するAl-B処理の検討例は少なく、<sup>53)</sup>1/2Mo鋼に関する報告、あるいは1/4Cr-1/2Mo鋼に関して、Alの代わりにTiを添加したTi-B処理を検討した報告などの例があるだけである。<sup>54)</sup>しかも、これらの報告例の鋼はいずれも実用化されていない。その原因は、Bの添加量が多い(1/2Mo鋼：B = 20 ~ 40 ppm,<sup>53)</sup>1/4Cr-1/2Mo鋼：B = 55 ~ 60 ppm)<sup>54)</sup>ため靱性が低いこと及び溶接性の劣化が懸念されたことなどが考えられる。<sup>55)</sup>

また、上述のTi-B処理1/4Cr-1/2Mo鋼の報告例は、鋼中のNを固定する目的でTiを添加(0.03%)している。<sup>54)</sup>焼入性向上を目的としてB添加を行う場合、Bはsol. Bの状態が存在することが必要であり、Nと結合して形成されるBNは焼入性向上効果を持たないため、AlあるいはTiを添加してNを固定することが必要となる。<sup>55)</sup>しかし、TiはSR割れ感受性評価式(P<sub>SR</sub>)<sup>16)</sup>にも示されるように析出硬化元素であり、HAZの硬化などの悪影響を及ぼすことが懸念されるためその添加は望ましくない。

そこで、本章では焼ならし型低合金圧力容器用鋼のPMS鋼、1/4Cr-1/2Mo鋼及び2/4Cr-1Mo鋼に、焼入性向上を目的として微量のBと適量のAlを添加するAl-B処理を適用し、これらの鋼の機械的特性及び変態特性に及ぼす影響を検討した。

### 第2節 中・常温圧力容器用高強度鋼(PMS鋼)の機械的特性及び変態特性に及ぼすAl-B処理の影響

本節ではPMS鋼の機械的特性及び変態特性に及ぼすsol. Al(酸可溶Al, Al酸化物以外のAl)及びB量の影響を検討した。

#### 2-1. 実験方法

Table 2-1に供試鋼の化学組成を示した。供試鋼は、C量を0.07%レベルに調整し、sol. Al量(<0.001~0.069%)及びB量(2~11 ppm)を変化させたものである。

Table 2-1 Chemical compositions of materials used (wt %)

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	sol. Al	B	N	O	Ceq	PCM
T1	0.07	0.45	1.38	0.006	0.009	0.28	0.25	0.03	0.24	0.04	<0.001	0.0002	0.0055	0.010	0.388	0.192
T2	0.06	0.49	1.47	0.005	0.010	0.29	0.25	0.03	0.24	0.04	0.035	0.0002	0.0069	0.006	0.395	0.188
T3	0.07	0.48	1.49	0.011	0.012	0.30	0.25	0.03	0.24	0.04	0.069	0.0002	0.0070	0.008	0.407	0.200
T4	0.07	0.46	1.40	0.005	0.009	0.29	0.25	0.03	0.24	0.04	<0.001	0.0006	0.0059	0.008	0.392	0.194
T5	0.06	0.49	1.46	0.006	0.010	0.29	0.25	0.03	0.24	0.04	0.035	0.0005	0.0062	0.010	0.393	0.188
T6	0.07	0.49	1.48	0.011	0.011	0.31	0.24	0.03	0.24	0.04	0.069	0.0006	0.0055	0.006	0.406	0.200
T7	0.06	0.46	1.45	0.011	0.011	0.30	0.27	0.06	0.25	0.04	<0.001	0.0011	0.0036	0.007	0.393	0.188
T8	0.06	0.47	1.46	0.010	0.010	0.30	0.25	0.04	0.24	0.04	0.038	0.0009	0.0047	0.005	0.392	0.188
T9	0.06	0.46	1.47	0.012	0.012	0.30	0.25	0.03	0.26	0.04	0.063	0.0011	0.0053	0.005	0.398	0.189
U82	0.07	0.47	1.52	0.004	0.008	—	—	—	0.27	0.05	0.064	<0.0005	0.0043	0.006	0.414	0.185
U84	0.07	0.49	1.57	0.004	0.008	—	—	—	0.27	0.05	0.066	0.0005	0.0037	0.006	0.423	0.190

A1-B 処理鋼の焼入性及び靱性に及ぼす sol. Al 及び B 量の影響は、焼入れ焼もどし型<sup>56), 57)</sup> 80 kgf/mm<sup>2</sup> 級高張力鋼に関して検討され、次のように示されている。A1 は鋼中の N を固定して BN の生成を抑制するために必要であるが、過剰の添加 (sol. Al > 0.080%) は靱性を劣化させる。その原因は、B 無添加鋼の場合、粗大な AlN が生成し厚板圧延時に再固溶し難いので、オーステナイト粒の微細化に有効でないためであり、B 添加鋼の場合、sol. B 量が過剰 (約 7 ppm 以上) となり Boron constituent がオーステナイト粒界に析出することによる悪影響がさらに加わるためである。<sup>56), 57)</sup> また、最も良好な靱性の得られる sol. B 量は 3 ~ 7 ppm であり、sol. Al = 0.050 ~ 0.080%, N = 50 ppm の鋼において sol. B = 3 ~ 7 ppm とするために必要な B 量は約 10 ~ 20 ppm であるとする説と最も良好な<sup>56)</sup> 焼入性が得られる sol. B 量は 3 ~ 5 ppm であり、sol. Al = 0.060 ~ 0.080%, N = 40 ~ 120 ppm の鋼において sol. B = 3 ~ 5 ppm とするために必要な B 量は 10 ppm であるとする<sup>57)</sup> 説がある。

焼ならし鋼で有効な sol. B 量は不明であるが、過剰の B は靱性を劣化させる。<sup>56), 57)</sup> そこで、本研究では sol. Al 量の上限值を 0.080%, B 量の上限值を 10 ppm とした。

供試鋼は 100 kg 大気中高周波溶製を行った後、熱間圧延を行って板厚 15 mm とした。鋼板の熱処理条件は 920°C × 1 h 加熱後、板厚 50 mm 相当の空冷の焼ならし処理 { 800 ~ 500°C の平均冷却速度 (以後  $t \frac{800}{500}$  と記す) = 15.8°C/min } 及び 620°C × 2 h 加熱後空冷の焼もどし処理とした。引張試験片 { 6mm<sup>φ</sup> × 30mm l (G.L.) } 及びシャルピー衝撃試験片 (JIS Z 2202 4号 2mm Vノッチ、本研究ではシャルピー衝撃試験片は、すべてこの試験片形状とした) は板厚中心部、圧延方向より採取して試験に供した。

## 2-2. PMS 鋼の機械的特性に及ぼす sol. Al 及び B 量の影響

Fig. 2-1 に PMS 鋼の常温引張特性及び靱性 { 0°C における衝撃エネルギー ( $vE_0$ ) で示した } に及ぼす sol. Al 及び B 量の影響を示した。 sol. Al 量が 0.001% 以下の場合 (◆印) B 量が 2 ppm から 11 ppm まで増加しても、引張強さ (TS) 及び降伏強さ (YP) はほとんど変化せず、靱性は B 量の増加に伴って若干向上した。これに対して、 sol. Al 量が 0.035 ~ 0.038% の場合 (△印)、B 量が 2 ~ 5 ppm の範囲では引張強さ及び降伏強さは sol. Al 量が 0.001% 以下の場合と同等でほとんど変化しないが、靱性は大きく向上し、AlN による微細

化効果が認められた。この sol. Al 量において、B 量が 9 ppm と増加すると、引張強さ及び降伏強さは大幅に上昇し、Al-B 処理による焼入性向上効果が認められたが、靱性は強度上昇に伴い劣化した。更に、 sol. Al 量が 0.063 ~ 0.069% と増加した場合 (○印)、B 量が 2 ~ 11 ppm の範囲で引張強さ、降伏強さ及び靱性はほとんど変化せず、いずれの値も sol. Al = 0.038%、B = 9 ppm の場合の値と同等であり、Al-B 処理による焼入性向上効果が認められた。

以上のように、微量の B と B 量に応じた適量の Al を含有した PMS 鋼 (鋼 T 3, 鋼 T 6, 鋼 T 8 及び鋼 T 9) は、Al-B 処理による焼入性向上効果により著しく強度が上昇することが認められた。ただし、強度が上昇した鋼は靱性が劣化しており、PMS 鋼に Al-B 処理を適用する場合は良好な靱性が得られるように成分設計を行う必要があることが判明した。

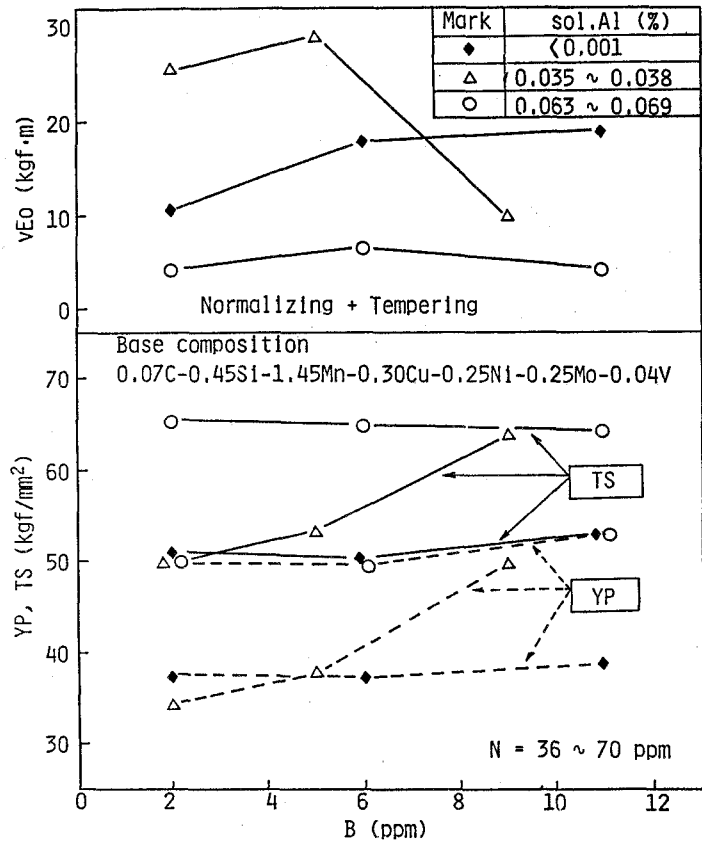


Fig. 2-1 Effect of sol. Al and B content on mechanical properties of PMS steel

### 2-3. PMS 鋼の変態特性に及ぼす sol. Al 及び B 量の影響

Fig. 2-2 に鋼 U 82 ( B < 5 ppm ) 及び鋼 U 84 ( B = 5 ppm ) の光学顕微鏡組織を示した。鋼 U 82 はフェライト + ベイナイト組織であり、フェライト組織の割合が多い。これに対し、鋼 U 84 は大部分がベイナイト組織であり、わずかにフェライト組織が認められた。

Al - B 処理による変態特性の変化は、Fig. 2-3 に示すように、鋼 U 82 及び鋼 U 84 を用いて連続冷却変態線図 ( 以後 CCT 図と記す ) を作成して検討した。CCT 図における光学顕微鏡組織は、フェライト組織を F, 擬似パーライト組織を DP, ベイナイト組織を B, マルテンサイト組織を M で表示した。B を添加していない鋼 U 82 は、冷却曲線 No. 4 (  $t_{500}^{800} = 132.7^{\circ}\text{C}/\text{min}$  ) で初析フェライトの析出が認められるのに対し、B を添加した鋼 U 84 は類似の冷却速度 ( 冷却曲線 No. 5 と冷却曲線 No. 6 の間 ) はベイナイト組織のみであり、初析フェライトの析出は冷却曲線 No. 7 (  $t_{500}^{800} = 15.1^{\circ}\text{C}/\text{min}$  ) 以降の遅い冷却速度で認められた。

また、鋼 U 84 はベイナイト組織である冷却曲線 No. 3 (  $t_{500}^{800} = 217.9^{\circ}\text{C}/\text{min}$  ) で硬さが Hv 192 であるのに対し、鋼 U 84 は同じくベイナイト組織である類似の冷却速度 ( 冷却曲線 No. 4 と冷却曲線 No. 5 の間 ) で硬さが Hv 237 ~ 245 と高い。フェライト + ベイナイト組織においても、鋼 U 82 は冷却曲線 No. 9 (  $t_{500}^{800} = 5.5^{\circ}\text{C}/\text{min}$  ) で硬さが Hv 148 であるのに対し、鋼 U 84 は類似の冷却速度 ( 冷却曲線 No. 9 ) で硬さが Hv 179 と高い。更に、鋼 U 82 の冷却曲線 No. 5 (  $t_{500}^{800} = 67.5^{\circ}\text{C}/\text{min}$  ) と鋼 U 84 の冷却曲線 No. 6 (  $t_{500}^{800} = 68.5^{\circ}\text{C}/\text{min}$  ) とは類似の冷却速度であるが、鋼 U 82 はフェライト + ベイナイト組織であり、硬さは Hv 157 であるのに対し、鋼 U 84 はベイナイト組織であり、硬さは Hv 234 と硬さの差は拡大した。

Al - B 処理による焼入性向上効果は B 原子の分布状態を調査して確認した。Fig. 2-4 に、鋼 U 84 を板厚 150 mm 相当空冷の冷却速度 (  $t_{500}^{800} = 5.3^{\circ}\text{C}/\text{min}$  ) で冷却した後、B 原子の分布状況を IMMA ( Ion Microprobe Mass Analysis ) で観察した結果を示した。B 原子は旧オーステナイト粒界が明瞭に認められる部分 ( 左側の写真の矢印の部分 ) に分布している様子が見られた ( 右側の写真の矢印の部分 )。このようなオーステナイト粒界に偏析した B 原子は初析フェライトの析出を抑制し、強度の上昇に寄与したと考えられる。<sup>58), 59)</sup>

以上のように、焼ならし程度の遅い冷却速度（例えば板厚 50mm～200mmでは  $t_{\frac{800}{500}} = 15.8 \sim 3.5^\circ\text{C}/\text{min}$ ）では、sol. Al量が多く AlによるN固定効果が十分と考えられるPMS鋼において、5ppmの微量のBは初析フェライトの析出を抑制し、ベイナイト組織の割合を増加して強度を上昇させることが認められた。

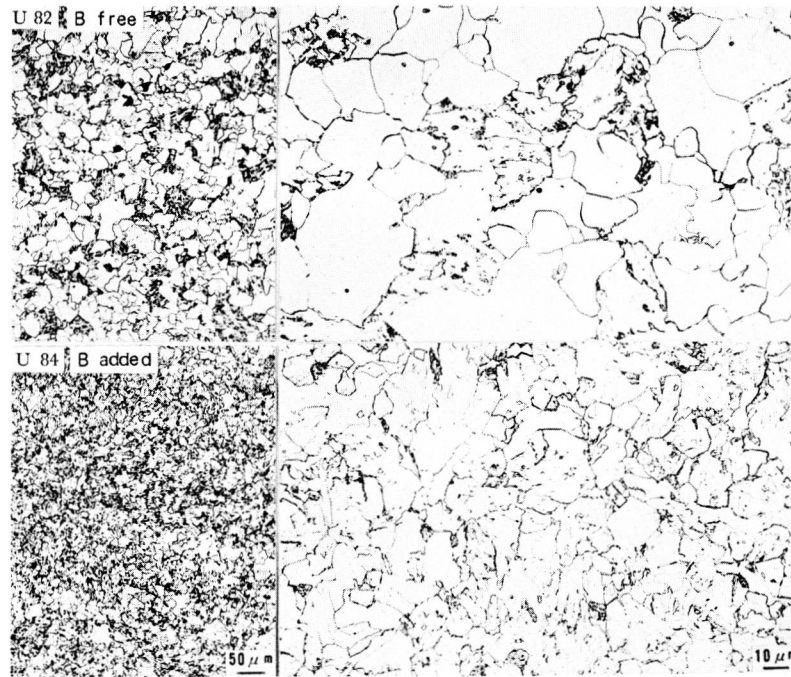
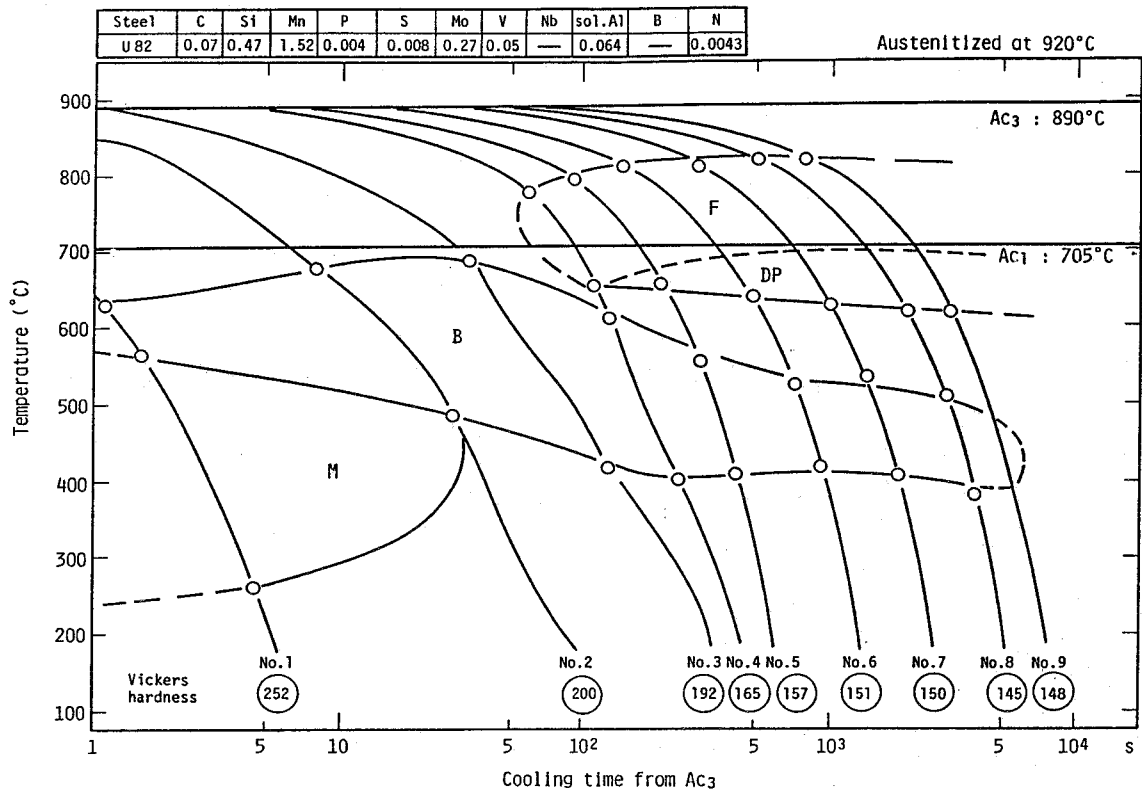
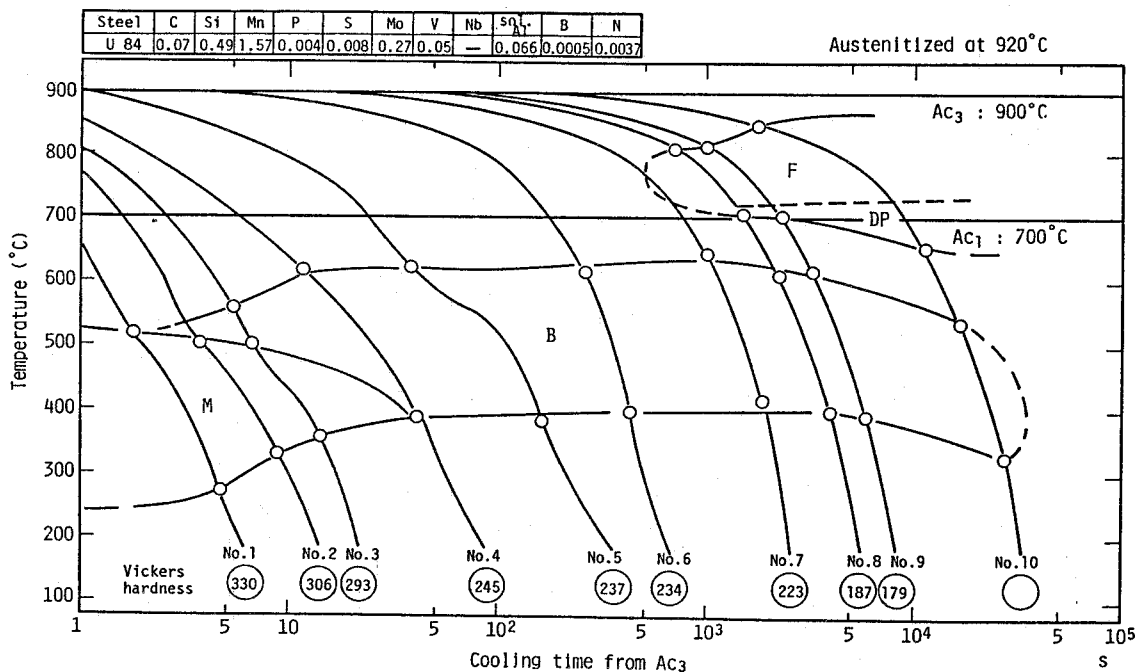


Fig. 2-2 Optical microstructures of PMS steel  
(Steel U82; sol.Al = 0.064%, B < 5 ppm  
Steel U84; sol.Al = 0.066%, B = 5 ppm  
Normalizing + Tempering)



(A) Boron free (sol.Al = 0.064%, B < 5 ppm)



(B) Boron added (sol.Al = 0.066%, B = 5 ppm)

Fig. 2-3 Continuous cooling transformation diagrams of PMS steel  
(A) Boron free, (B) Boron added

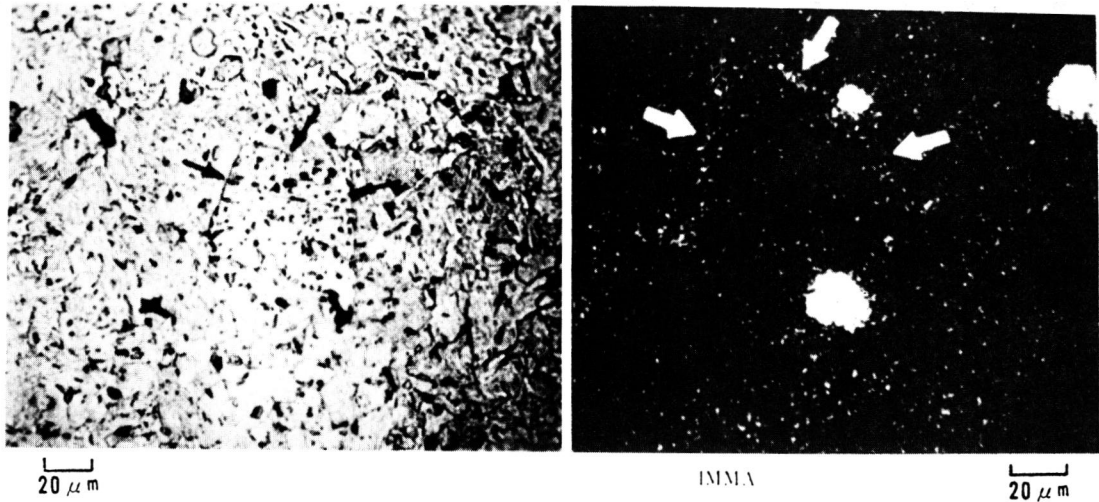


Fig. 2-4 IMMA (Ion Micro probe Mass Analysis) images of B atoms distributed along the prior austenite grain boundary.  
(Steel U84 ; sol.Al = 0.066%, B = 5 ppm, Normalizing)

### 第3節 1¼Cr-½Mo鋼の機械的特性及び変態特性に及ぼすAl-B処理の影響

本節では1¼Cr-½Mo鋼の機械的特性及び変態特性に及ぼすsol. Al及びB量の影響を検討した。

#### 3-1. 実験方法

Table 2-2 に供試鋼の化学組成を示した。供試鋼は1¼Cr-½Mo鋼で、主にsol. Al量(0.027~0.062%)及びB量(1~6 ppm)を変化させた。また、1¼Cr-½Mo鋼は厚肉材で規格強度を確保しにくいため、Cu, Ni添加により強度上昇を図った鋼種が実用化されているので、<sup>60)</sup> Cu(0.15%)及びNi(0.27%)を添加した鋼Hを比較のため供試鋼に加えた。

Table 2-2 Chemical compositions of materials used (wt %)

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	sol. Al	B	N	O
A1	0.15	0.58	0.65	0.009	0.005	—	—	1.40	0.59	0.027	0.0002	0.0072	0.007
A3	0.16	0.53	0.58	0.009	0.005	—	—	1.41	0.59	0.062	0.0003	0.0074	0.006
B	0.13	0.62	0.51	0.014	0.008	—	—	1.28	0.56	0.050	0.0006	0.0084	0.007
E	0.14	0.62	0.50	0.014	0.008	—	—	1.28	0.56	0.035	0.0001	0.0095	0.008
H	0.15	0.65	0.61	0.015	0.008	0.15	0.27	1.37	0.60	0.030	0.0002	0.0102	0.006



鋼 A 1 及び鋼 A 3 は 50 kg 大気中高周波溶製を行った後、熱間圧延を行って板厚 15 mm とした。鋼板の熱処理条件は 950°C × 1 h 加熱後板厚 50, 100, 150 及び 200 mm 相当の空冷の焼ならし処理 ( $t_{500}^{800}$  はそれぞれ順に 15.8, 7.3, 5.3 及び 3.5°C/min) 及び 710°C × 10 h 加熱後炉冷の PWHT である。更に、板厚 150 mm 相当材は、PWHT 条件の影響を検討するため 680°C × 10 h, 720°C × 15 h 及び 720°C × 50 h 加熱後炉冷の PWHT も行った。

鋼 A 1 及び鋼 A 3 以外の供試鋼は 200 kg 大気中高周波溶製を行った後、熱間圧延を行って板厚 50 mm とした。鋼板の熱処理条件は 930°C × 1 h 加熱後空冷の焼ならし処理及び 710°C × 8 h 加熱後炉冷の PWHT である。

引張試験片 { 6 mm $\phi$  × 30 mm $l$  (G.L.) } 及びシャルピー衝撃試験片は板厚中心部、圧延方向より採取して試験に供した。

### 3-2. 1¼Cr-½Mo 鋼の機械的特性に及ぼす sol. Al 及び B 量の影響

Fig. 2-5 に 1¼Cr-½Mo 鋼の常温引張特性に及ぼす sol. Al 及び B 量の影響を示した。鋼 A 3 (sol. Al = 0.062%, B = 3 ppm, ○印) は板厚 50 ~ 200 mm の範囲で引張強さ及び降伏強さの規格を十分満足し、板厚の増加に伴う強度低下も少なかった。これに対し、鋼 A 1 (sol. Al = 0.027%, B = 2 ppm, ▲印) は板厚の増加に伴う強度低下が大きく、特に降伏強さが大きく低下し、板厚 100 mm を超えると降伏強さは規格を満足しなくなった。

Fig. 2-6 に 1¼Cr-½Mo 鋼の靱性に及ぼす sol. Al 及び B 量の影響を示した。鋼 A 3 (sol. Al = 0.062%, B = 3 ppm, ○印) は板厚の増加に伴い靱性が劣化するが、板厚 50 ~ 200 mm の範囲で  $vE_0 > 10 \text{ kgf} \cdot \text{m}$  と良好な靱性を示した。これに対し、鋼 A 1 (sol. Al = 0.027%, B = 2 ppm, ▲印) は板厚の増加に伴う靱性の劣化が大きく、板厚 150 mm 以上では  $vE_0 < 5 \text{ kgf} \cdot \text{m}$  と大きく靱性が劣化した。

Fig. 2-7 に板厚 150 mm 相当材の常温引張特性及び靱性に及ぼす PWHT 条件の影響を焼もどしパラメータ { Temper parameter =  $T(20 + \log t) \times 10^{-3}$ , ただし T: 温度 (K), t: 時間 (h) } で整理して示した。鋼 A 3 (sol. Al = 0.062%, B = 3 ppm, ○印) は焼もどしパラメータ = 21.5 の PWHT 条件でも強度の規格を満足し、良好な靱性を示した。これに対し、鋼 A 1 (sol. Al = 0.027%, B = 2 ppm, ▲印) は焼もどしパ

ラメータが 2.0.3 を超えると降伏強さが規格を満足しなくなり、靱性も大きく劣化した。

以上のように、sol. Al 量が多く (0.062%)、B が 3 ppm の 1/4Cr-1/2Mo 鋼 (鋼 A 3) は、Al-B 処理による焼入性向上効果により、高い強度と良好な靱性を示すが、sol. Al 量が少なく (0.027%)、B が 2 ppm の 1/4Cr-1/2Mo 鋼 (鋼 A 1) は、Al-B 処理による焼入性向上効果が認められず、強度、靱性共に低い値を示した。

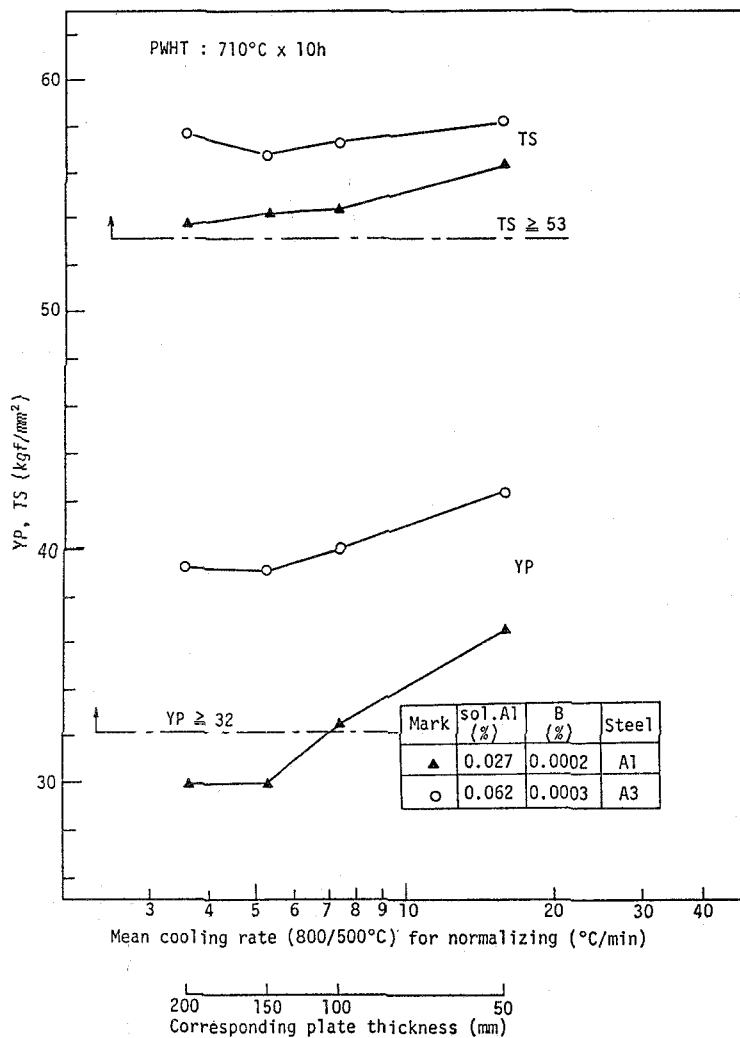


Fig. 2-5 Effect of sol. Al and B content on tensile properties of 1-1/4Cr-1/2Mo steel

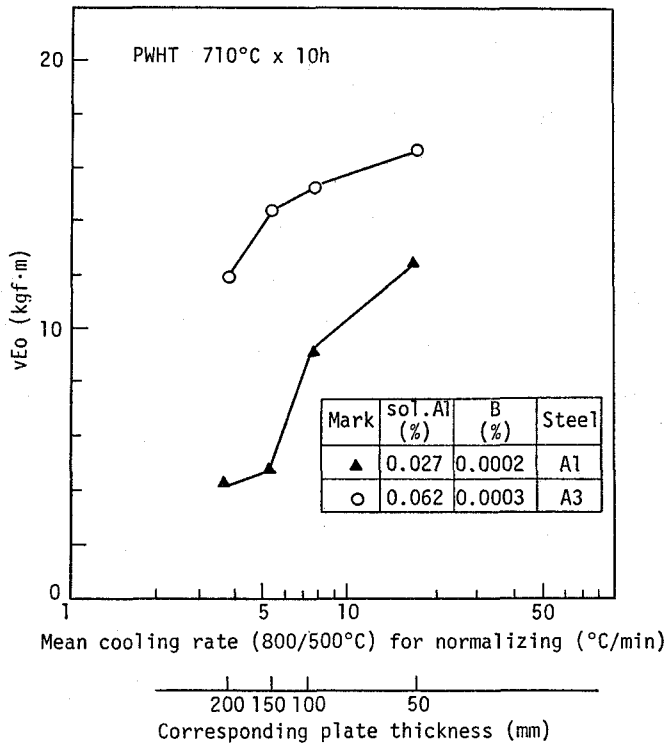


Fig. 2-6 Effect of sol. Al and B content on toughness of 1-1/4Cr-1/2Mo steel

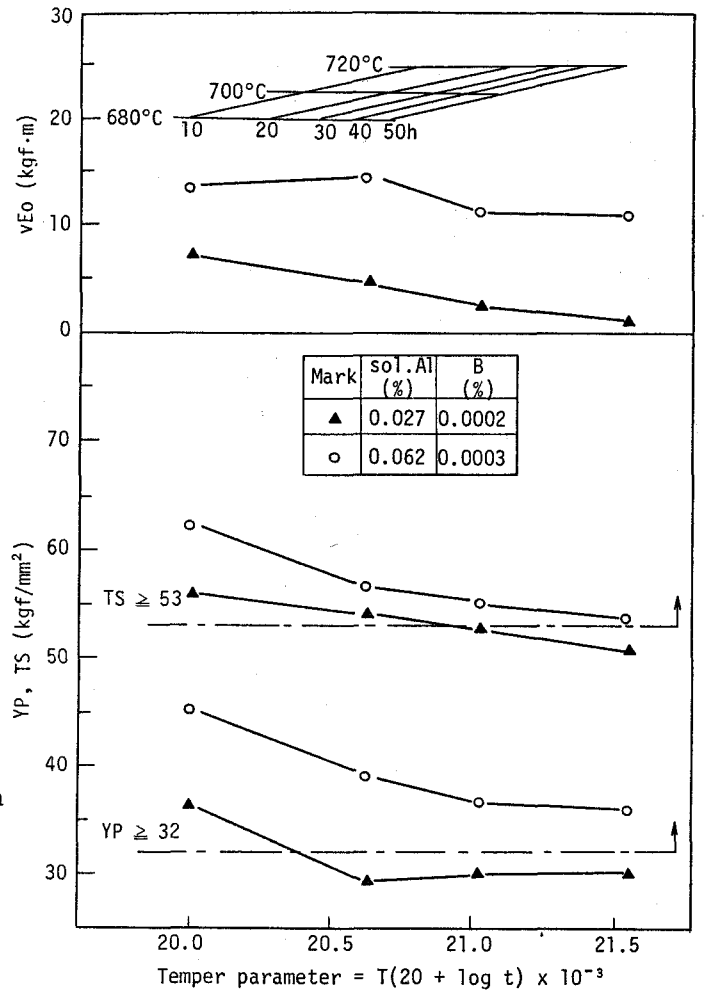


Fig. 2-7 Effect of PWHT condition on tensile properties and toughness of 1-1/4Cr 1/2Mo steel

### 3-3. 1/4Cr-1/2Mo 鋼の変態特性に及ぼす sol. Al 及び B 量の影響

Fig. 2-8 に鋼 B ( sol. Al = 0.050%, B = 5 ppm ), 鋼 E ( sol. Al = 0.035%, B = 1 ppm ) 及び鋼 H ( sol. Al = 0.030%, B = 2 ppm, Cu = 0.15%, Ni = 0.27% ) の光学顕微鏡組織を示した. Al-B 処理による焼入性向上効果の認められない鋼 E はフェライト+ベイナイト組織であり, フェライト組織の割合が多く, 常温引張強さ ( 51.6 kgf / mm<sup>2</sup> ) が規格 ( 53 kgf / mm<sup>2</sup> ) を満足しなかった. Al-B 処理による焼入性向上効果の認められた鋼 B は大部分がベイナイト組織であり, 常温引張強さ ( 57.3 kgf / mm<sup>2</sup> ) が規格を十分

満足した。また、鋼 H は A1 - B 処理による焼入性向上効果の有無は明らかではないが、Cu 及び Ni 添加により焼入性が向上し、大部分がベイナイト組織となっており、常温引張強さ (59.5 kgf/mm<sup>2</sup>) が規格を十分満足した。

A1 - B 処理による変態特性の変化は、Fig. 2-9 に示すように、鋼 A1 及び鋼 A3 を用いて CCT 図を作成して検討した。鋼 A1 (sol. Al = 0.027%, B = 2 ppm) は冷却曲線 No.5 ( $t_{500}^{800} = 29.1^{\circ}\text{C}/\text{min}$ ) の冷却速度で初析フェライトの析出が認められた。これに対し、鋼 A3 (sol. Al = 0.062%, B = 3 ppm) は上述の冷却速度ではベイナイト組織であり、初析フェライトの析出が認められるのは冷却曲線 No.6 ( $t_{500}^{800} = 8.2^{\circ}\text{C}/\text{min}$ ) より遅い冷却速度においてであった。また、共にベイナイト組織となる冷却速度 ( $t_{500}^{800} = 72.0^{\circ}\text{C}/\text{min}$  以上) におけるベイナイトの生成温度を比較すると、A1 - B 処理による焼入性向上効果の見られた鋼 A3 は鋼 A1 に比べて生成温度が低く、焼入性が高いことが認められた。

以上のように、焼ならし程度の遅い冷却速度 (例えば板厚 50 ~ 200 mm では  $t_{500}^{800} = 15.8 \sim 3.5^{\circ}\text{C}/\text{min}$ ) では、sol. Al 量が多く Al による N 固定効果が十分と考えられる 1/4Cr - 1/2Mo 鋼において、3 ppm の B は初析フェライトの析出を抑制し、ベイナイト組織の割合を増加して強度を上昇させることが認められた。

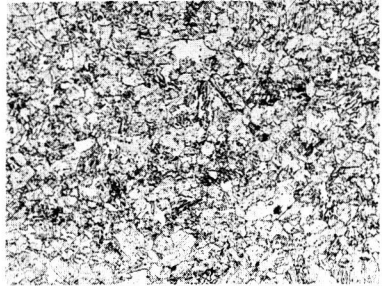
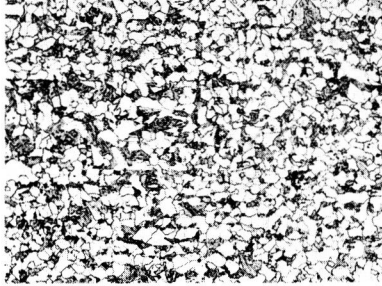

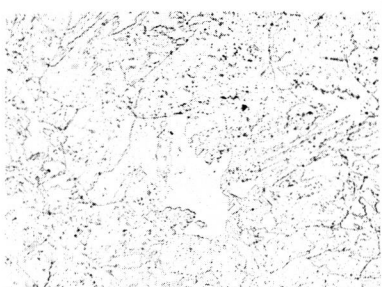
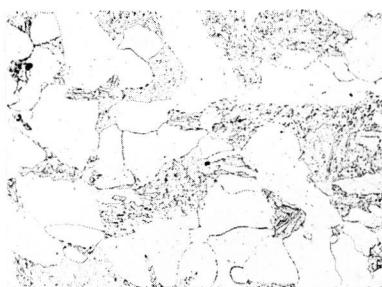
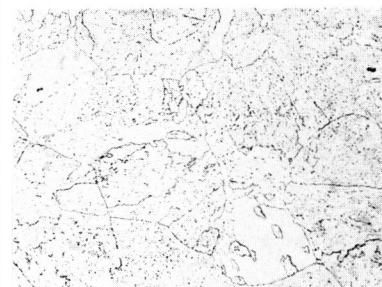
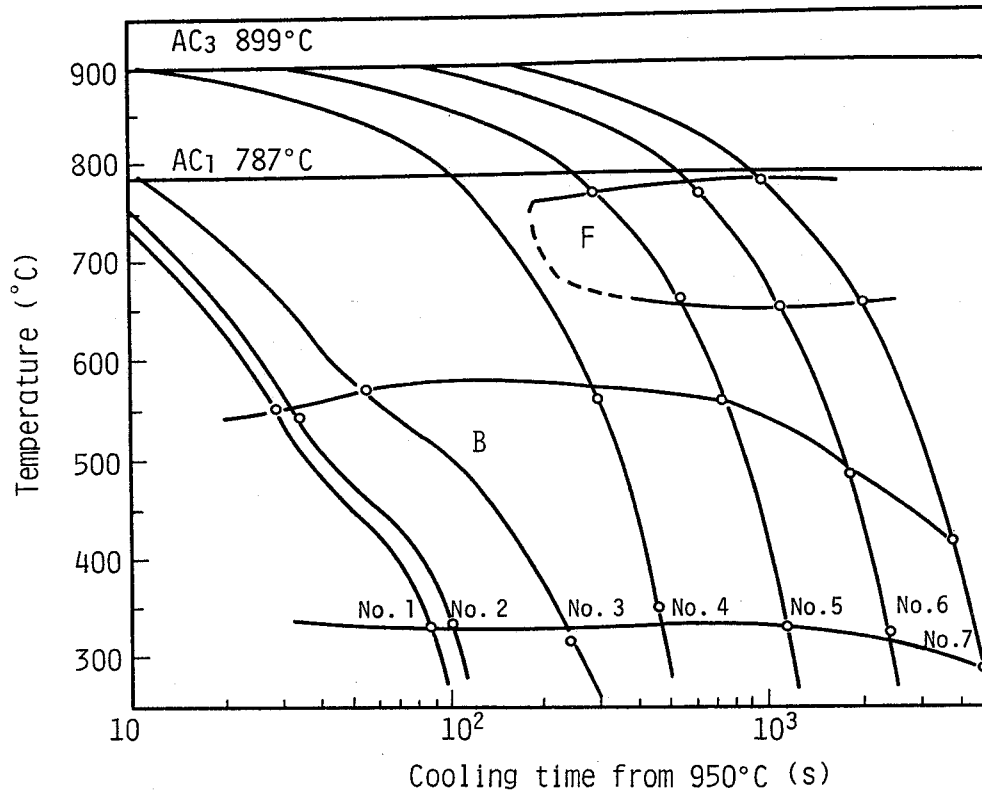
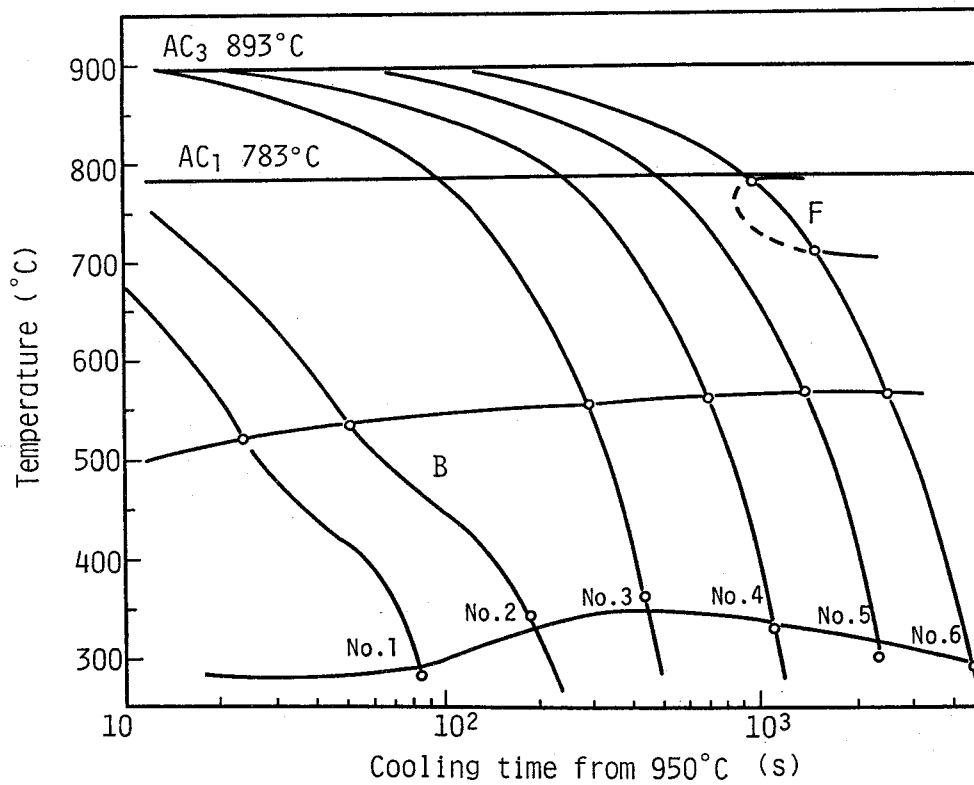
100µm			
20µm			
	[B] $TS_{RT} = 57.3 \text{ kgf/mm}^2$	[E] $TS_{RT} = 51.6 \text{ kgf/mm}^2$	[H] $TS_{RT} = 59.5 \text{ kgf/mm}^2$
	C = 0.13%, sol. Al = 0.050% B = 5 ppm	C = 0.14%, sol. Al = 0.035% B = 1 ppm	C = 0.15%, Cu = 0.15%, Ni = 0.27% sol. Al = 0.030%, B = 2 ppm

Fig. 2-8 Optical microstructures of 1-1/4Cr-1/2Mo steel (930°C x 1 h AC + 710°C x 8 h FC)



(A) Steel A1, Boron free (sol.Al = 0.027%, B = 2 ppm)



(B) Steel A3, Boron added (sol.Al = 0.062%, B = 3 ppm)

Fig. 2-9 Continuous cooling transformation diagrams of 1-1/4Cr-1/2Mo steel (Austenitized at 950°C)

#### 第4節 2¼Cr-1Mo鋼の機械的特性及び変態特性に及ぼすAl-B処理の影響

本節では2¼Cr-1Mo鋼の機械的特性及び変態特性に及ぼすsol. Al及びB量の影響を検討した。

##### 4-1. 実験方法

Table 2-3 に供試鋼の化学組成を示した。供試鋼は2¼Cr-1Mo鋼で、Si量(0.09~0.44%)、sol. Al量(0.017~0.036%)及びB量(1~6ppm)を変化させた。2¼Cr-1Mo鋼は焼もどしぜい化による靱性低下がおこることが知られており、その対策として、Si量を低減した鋼(約0.10%以下)が実用化されている。<sup>6)</sup>しかし、Si量の低減は強度の低下をもたらすため、CuあるいはNi添加などの方法で強度低下を補っている。<sup>49)</sup>そこで、供試鋼はsol. Al及びB量の他にSi量を変化させた。

供試鋼は100kg大気中高周波溶製を行った後、熱間圧延を行って板厚15mmとした。鋼板の熱処理条件は950°C×30min加熱後板厚50, 100, 150及び200mm相当の空冷の焼ならし処理( $t_{500}^{800}$ はそれぞれ順に15.8, 7.3, 5.3及び3.5°C/min)及び710°C×10h加熱後炉冷のPWHTである。更に、板厚150mm相当材は、PWHT条件の影響を検討するため680°C×10h及び720°C×50h加熱後炉冷のPWHTも行った。

引張試験片{8.5mm $\phi$ ×50mm $l$ (G.L.)}及びシャルピー衝撃試験片は板厚中心部、圧延方向より採取して試験に供した。

Table 2-3 Chemical compositions of materials used (wt %)

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	sol. Al	B	N	O
A	0.13	0.08	0.49	0.011	0.005	0.19	0.19	2.36	1.05	0.022	0.0001	0.0133	0.005
B	0.14	0.42	0.49	0.018	0.006	0.01	0.02	2.39	1.04	0.017	0.0002	0.0092	0.009
C	0.12	0.09	0.54	0.010	0.007	0.01	0.03	2.41	1.00	0.036	0.0004	0.0122	0.005
E	0.14	0.44	0.53	0.012	0.007	0.01	0.02	2.39	1.05	0.027	0.0002	0.0095	0.006
V10	0.13	0.09	0.54	0.012	0.006	0.01	0.02	2.39	0.96	0.036	0.0006	0.0133	0.005

##### 4-2. 2¼Cr-1Mo鋼の機械的特性に及ぼすSi, sol. Al及びB量の影響

Fig. 2-10 に2¼Cr-1Mo鋼の常温引張特性に及ぼすSi, sol. Al及びB量の影響を示した。鋼B(Si=0.42%, sol. Al=0.017%, B=2ppm, ▲印)と鋼E(Si=0.44%, sol. Al=0.027%, B=2ppm, △印)とではSi量がほぼ同等であり、B量が

同じであるが、sol. Al量の多い鋼Eはsol. Al量の少ない鋼Bに比べ、引張強さ及び降伏強さ共に高く、Al-B処理による焼入性向上効果が認められた。また、鋼A(Si = 0.08%, sol. Al = 0.022%, B = 1 ppm, ●印)と鋼C(Si = 0.09%, sol. Al = 0.036%, B = 4 ppm, ○印)とではSi量がほぼ同等であるが、sol. Al及びB量の多い鋼Cは、sol. Al及びB量の少ない鋼Aに比べて引張強さ及び降伏強さ共に高く、Al-B処理による焼入性向上効果が認められた。

次に、Al-B処理による焼入性向上効果の認められた鋼Cと鋼Eの比較及びAl-B処理による焼入性向上効果の認められなかった鋼Aと鋼Bとの比較から、Si量の低減(約0.40%から0.09%以下へ低減)は、Al-B処理による焼入性向上効果の有無にかかわらず、著しく強度を低下させることが認められた。特に、鋼A(sol. Al = 0.022%, B = 1 ppm)はCu及びNi(共に0.19%)を添加したにもかかわらず、Si量が低いために著しく強度が低下した。

Fig. 2-11に $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo鋼の靱性{ぜい性破面率遷移温度(以後 $vTrs$ と記す)で示した}に及ぼすSi, sol. Al及びB量の影響を示した。靱性はAl-B処理による焼入性向上効果の得られた鋼C(○印)と鋼E(△印)がAl-B処理による焼入性向上効果の得られなかった鋼A(●印)及び鋼B(▲印)に比べて良好であった。また、靱性に及ぼすSi量の影響(0.09%以下と約0.40%との比較)はAl-B処理による焼入性向上効果の有無にかかわらず認められなかった。

Fig. 2-12に板厚150mm相当材の常温引張強さ及び靱性に及ぼすPWHIT条件の影響を焼もどしパラメータで整理して示した。焼もどしぜい化を抑制する目的でSi量を低減<sup>6)</sup>した鋼A(●印)と鋼C(○印)を比較すると、Al-B処理による焼入性向上効果の認められた鋼Cは、焼もどしパラメータが約21.2まで規格強度を満足した。これに対し、Al-B処理による焼入性向上効果の得られなかった鋼Aは、焼もどしパラメータが20.0を超えると規格強度を下回り、靱性も鋼Cに比べて著しく劣化した。

以上のように、sol. Al量が多く(0.027~0.036%), Bを添加した(2~4 ppm)  $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo鋼(鋼C及び鋼E)は、Al-B処理による焼入性向上効果により、高い強度と良好な靱性を示すのに対し、sol. Al量が少なく(0.017~0.022%), B量も少ない(1~2 ppm)  $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo鋼(鋼A及び鋼B)は、Al-B処理による焼入性向上効果が認められず、強度、靱性共に低い値を示した。

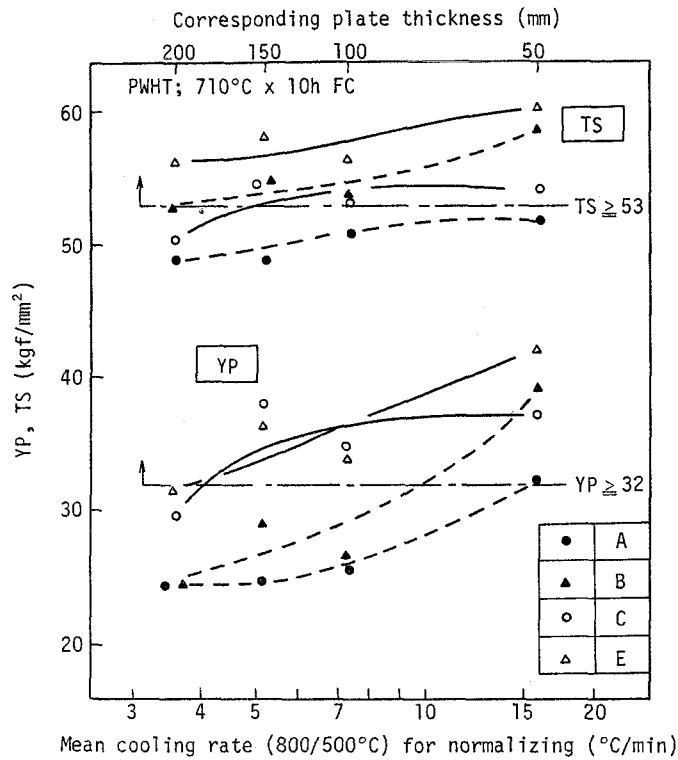


Fig. 2-10 Effect of Si, sol.Al and B content on tensile properties of 2-1/4Cr-1Mo steel  
 (A; Si = 0.08%, sol.Al = 0.022%, B = 1 ppm)  
 B; Si = 0.42%, sol.Al = 0.017%, B = 2 ppm  
 C; Si = 0.09%, sol.Al = 0.036%, B = 4 ppm  
 E; Si = 0.44%, sol.Al = 0.027%, B = 2 ppm)

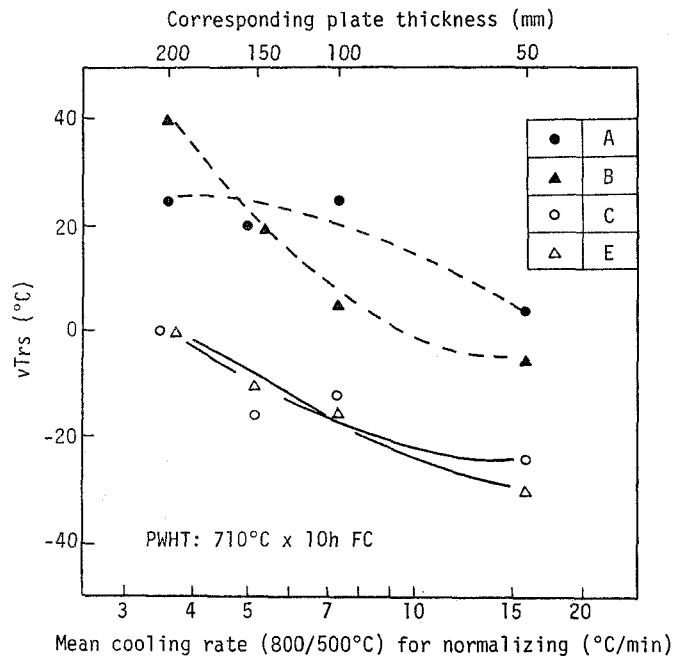


Fig. 2-11 Effect of Si, sol.Al and B content on toughness of 2-1/4Cr-1Mo steel  
 (A; Si = 0.08%, sol.Al = 0.022%, B = 1 ppm)  
 B; Si = 0.42%, sol.Al = 0.017%, B = 2 ppm  
 C; Si = 0.09%, sol.Al = 0.036%, B = 4 ppm  
 E; Si = 0.44%, sol.Al = 0.027%, B = 2 ppm)



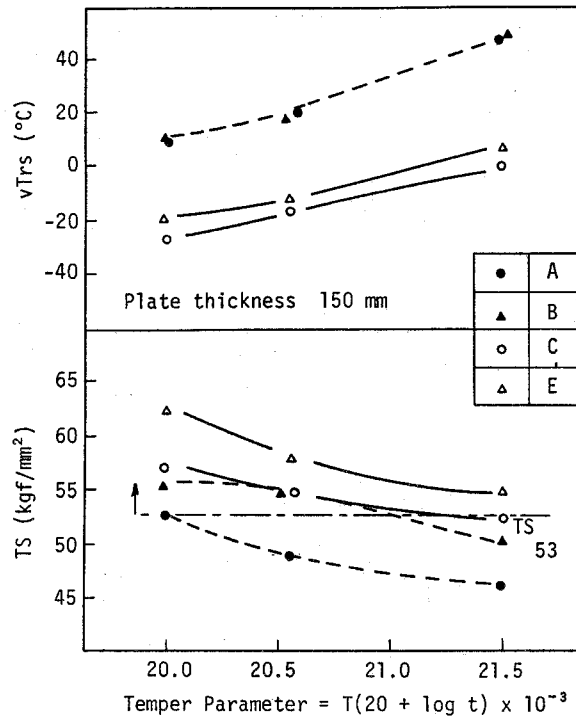


Fig. 2-12 Effect of PWHT condition on tensile strength and toughness of 2-1/4Cr-1Mo steel

(A; Si = 0.08%, sol.Al = 0.022%, B = 1 ppm)  
 B; Si = 0.42%, sol.Al = 0.017%, B = 2 ppm  
 C; Si = 0.09%, sol.Al = 0.036%, B = 4 ppm  
 E; Si = 0.44%, sol.Al = 0.027%, B = 2 ppm)

#### 4-3. 2¼Cr-1Mo 鋼の変態特性に及ぼす sol. Al 及び B 量の影響

Fig. 2-13 に鋼 A (Si = 0.08%, sol. Al = 0.022%, B = 1 ppm), 鋼 B (Si = 0.42%, sol. Al = 0.017%, B = 2 ppm), 鋼 C (Si = 0.09%, sol. Al = 0.036%, B = 4 ppm) 及び鋼 E (Si = 0.44%, sol. Al = 0.027%, B = 2 ppm) の光学顕微鏡組織を示した。A1-B 処理による焼入性向上効果の認められなかった鋼 A 及び鋼 B はフェライト+ベイナイト組織であり、フェライト組織の割合が多く、この割合は板厚の増大 (50 mm から 150 mm) に伴い増加した。これに対し、A1-B 処理による焼入性向上効果の認められた鋼 C 及び鋼 E は大部分がベイナイト組織であり、板厚 150 mm でもフェライト組織の割合が少なかった。

Fig. 2-14 に A1-B 処理を行った鋼 V 10 (Si = 0.09%, sol. Al = 0.036%, B = 6 ppm) の CCT 図を示した。0.036% の sol. Al と 6 ppm の B を含有している

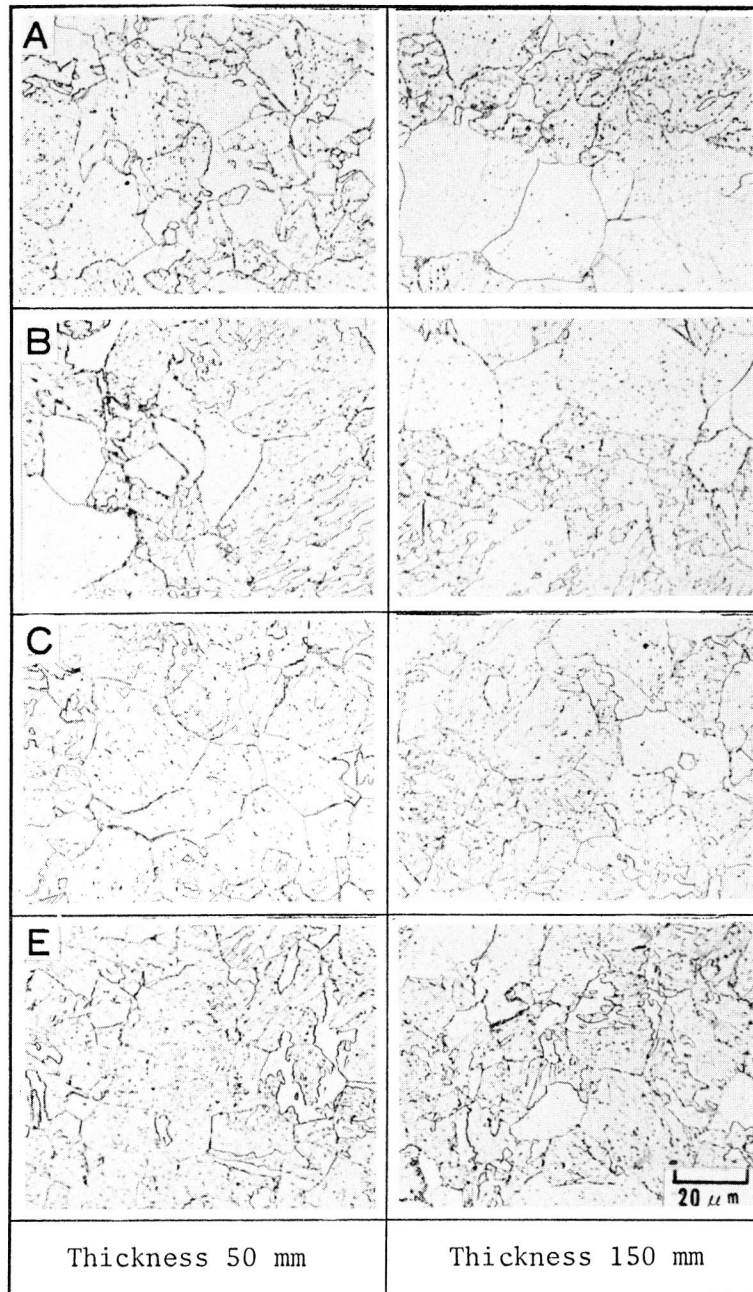


Fig. 2-13 Optical microstructures of 2-1/4Cr-1Mo steel  
 (A; Si = 0.08%, sol.Al = 0.022%, B = 1 ppm  
 B; Si = 0.42%, sol.Al = 0.017%, B = 2 ppm  
 C; Si = 0.09%, sol.Al = 0.036%, B = 4 ppm  
 E; Si = 0.44%, sol.Al = 0.027%, B = 2 ppm  
 950°C x 1 h AC + 710°C x 10 h FC)

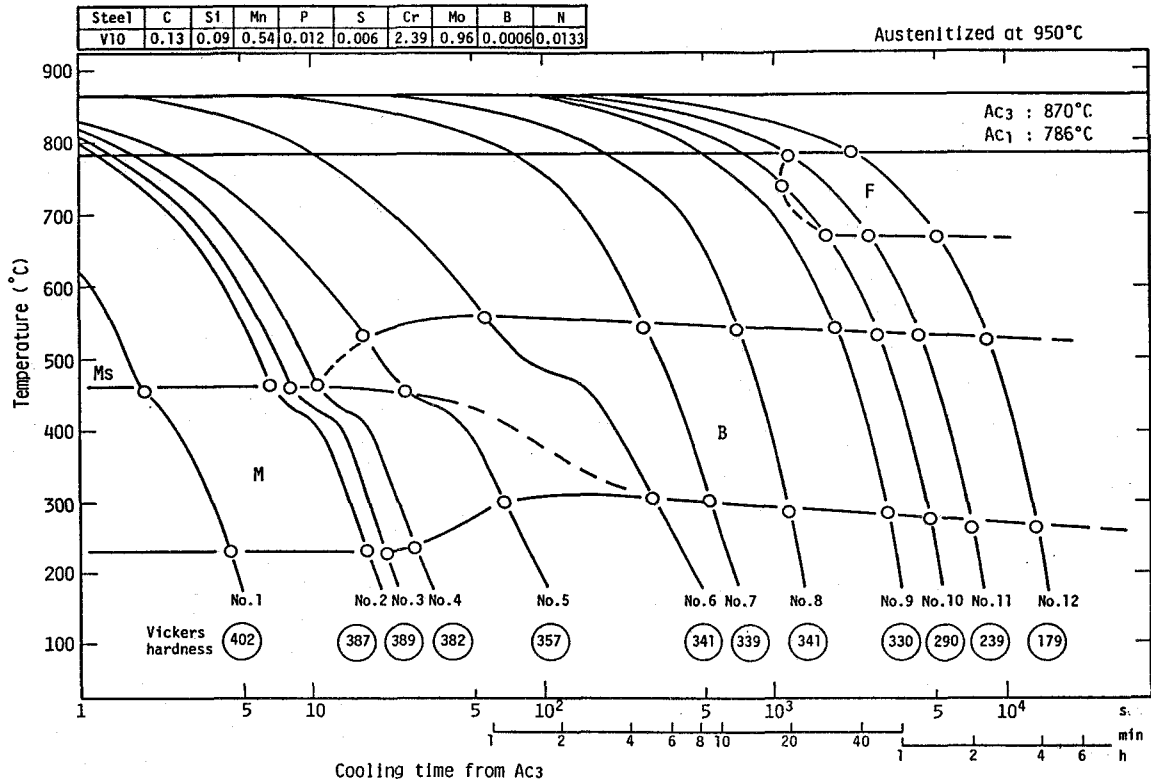


Fig. 2-14 Continuous cooling transformation diagrams of 2-1/4Cr-1Mo steel (Steel V10 : sol.Al = 0.036%, B = 6 ppm)

2¼Cr-1Mo 鋼では、冷却曲線 No. 9 ( $t_{500}^{800} = 10.7^\circ\text{C}/\text{min}$ ) 以上の冷却速度で初析フェライトの析出が抑制され、冷却曲線 No. 10 ( $t_{500}^{800} = 7.2^\circ\text{C}/\text{min}$ ) においても初析フェライトの生成量は少ない。したがって、焼ならし処理において、板厚 100 mm ( $t_{500}^{800} = 7.3^\circ\text{C}/\text{min}$ ) まではほとんどフェライト組織があらわれないと考えられる。これに対し、Si 量がほぼ同等で sol. Al 及び B 量の少ない鋼 A は、Fig. 2-13 に示したように、板厚 50 mm の焼ならし処理 ( $t_{500}^{800} = 15.8^\circ\text{C}$ ) で多くのフェライト組織が認められた。

以上のように、焼ならし程度の遅い冷却速度（例えば板厚 50 ~ 200 mm では  $t_{500}^{800} = 15.8 \sim 3.5^\circ\text{C}/\text{min}$ ）では、sol. Al 量が多く Al による N 固定効果が十分と考えられる 2¼Cr-1Mo 鋼において、2 ppm の微量の B は初析フェライトの析出を抑制し、ベイナイト組織の割合を増加して強度を上昇させることが認められた。

## 第5節 結 論

本章では焼ならし型低合金圧力容器用鋼のPMS鋼、 $1\frac{1}{4}\text{Cr}-\frac{1}{2}\text{Mo}$ 鋼及び $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼の機械的特性及び変態特性に及ぼすAl-B処理の影響を検討した。

本章で得られた主な結論は次のとおりである。

- (1) 焼ならし型低合金圧力容器用鋼のPMS鋼、 $1\frac{1}{4}\text{Cr}-\frac{1}{2}\text{Mo}$ 鋼及び $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼はAl-B処理により、初析フェライトの析出が抑制され、ベイナイト組織の割合が増加して強度が上昇した。
- (2) Al-B処理による焼入性向上効果は、オーステナイト粒界に偏析したB原子が粒界のエネルギーを低下させ、初析フェライトの析出を抑制することによってもたらされたと考えられる。
- (3) Al-B処理による焼入性向上効果は、Fig. 2-1, Fig. 2-5及びFig. 2-10で見られたように、B量が2ppm以上で、かつsol. Al量が多くAlによるN固定効果が十分であると考える鋼において得られた。

### 第3章 A1-B処理によるPMS鋼の溶接低温割れ感受性の改善

#### 第1節 緒言

圧力容器用鋼板は、厚肉材で用いられることが多く、焼ならし処理あるいは焼ならし+焼もどし処理で製造されるため、規格強度を得るためには $C_{eq}$ の高い成分系が必要となる。したがって、これらの鋼は溶接低温割れ感受性が高い欠点を有している。更に、近年の圧力容器の設計思想は鋼材の許容応力を高めて板厚低減を図る方向にある。PMS鋼はこのような設計思想を取り入れて規格化されたものであり、数多くの開発鋼が報告されたが、いずれの鋼も高強度を得るために $C_{eq}$ あるいは $P_{CM}$ の高い成分系であり溶接低温割れ感受性が高い。<sup>9)~15)</sup>

前章で、A1-B処理はPMS鋼の強度上昇に有効であることが明らかになった。また、A1-B処理による $P_{CM}$ の上昇は、添加B量が微量(2~10ppm程度)であるため、極めて少ない。

そこで、本章ではA1-B処理による強度上昇効果を用いてPMS鋼の溶接低温割れ感受性を低減させることを検討した。

#### 第2節 実験方法

Table 3-1 に示した供試鋼はPMS鋼の機械的特性及び溶接低温割れ感受性に及ぼすA1-B処理の影響を検討するために使用した。供試鋼は、A1-B処理を行ったPMS鋼(鋼PA~鋼PG)及びA1-B処理を行っていないPMS鋼(鋼PH~鋼PL)において、C量を変化(0.03~0.22%)させたものである。

Table 3-1 Chemical compositions of materials used (wt %)

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Nb	sol.Al	B	N	O	PCM
PA	0.03	0.26	1.56	0.008	0.006	0.40	0.20	0.03	0.059	0.0007	0.0067	0.006	0.153
PB	0.06	0.25	1.50	0.007	0.007	0.40	0.20	0.03	0.061	0.0008	0.0075	0.005	0.181
PC	0.09	0.26	1.58	0.008	0.006	0.40	0.20	0.02	0.060	0.0007	0.0082	0.006	0.214
PD	0.13	0.26	1.53	0.009	0.006	0.41	0.20	0.03	0.061	0.0006	0.0102	0.006	0.252
PE	0.16	0.27	1.56	0.009	0.007	0.40	0.20	0.02	0.058	0.0005	0.0061	0.006	0.283
PF	0.19	0.26	1.52	0.003	0.006	0.41	0.19	0.02	0.058	0.0007	0.0066	0.006	0.311
PG	0.22	0.25	1.50	0.008	0.006	0.40	0.19	0.02	0.061	0.0007	0.0064	0.005	0.339
PH	0.03	0.28	1.54	0.010	0.007	0.42	0.21	0.02	0.029	0.0002	0.0056	0.002	0.152
PI	0.08	0.25	1.49	0.007	0.006	0.41	0.20	0.02	0.028	0.0002	0.0059	0.003	0.198
PJ	0.12	0.26	1.49	0.009	0.007	0.41	0.20	0.02	0.029	0.0002	0.0077	0.005	0.238
PK	0.17	0.26	1.43	0.006	0.005	0.42	0.19	0.03	0.031	0.0002	0.0079	0.006	0.285
PL	0.19	0.24	1.46	0.006	0.006	0.42	0.19	0.02	0.023	0.0002	0.0074	0.005	0.306

供試鋼は 200kg 大気中高周波溶製を行った後、熱間圧延を行って板厚 40 及び 50 mm とした。鋼板の熱処理条件は  $900^{\circ}\text{C} \times 1\text{h}$  加熱後空冷の焼ならし処理及び  $620^{\circ}\text{C} \times 2\text{h}$  加熱後空冷の焼もどし処理である。母材の機械的特性は、板厚 50 mm の鋼板を用いて、 $600^{\circ}\text{C} \times 9\text{h}$  加熱後炉冷の PWHT を行った後、引張試験片 {  $6\text{mm}\phi \times 30\text{mm}^l$  (G.L.) } 及びシャルピー衝撃試験片を板厚中心部、圧延方向より採取して検討した。

溶接低温割れ感受性は、板厚 40 mm の鋼板を用いて、斜め Y 形溶接割れ試験法により検討した。溶接は、Fig. 3-1 に示す試験片に、棒径  $4\text{mm}\phi$  の溶接棒 (JIS D5016) を用いて溶接入熱量  $17\text{kJ/cm}$  (電流:  $170\text{A}$ , 電圧:  $25\text{V}$ , 溶接速度:  $15\text{cm/min}$ ) にて行った。また、予熱温度は室温 ( $20^{\circ}\text{C}$ ) ~  $250^{\circ}\text{C}$  の範囲で変化させた。溶接低温割れ率は、溶接部から 5 断面の試料を採取し研摩腐食後光学顕微鏡にて割れ観察を行い、Fig. 3-1 に示す算出法で 5 断面の平均として求めた。

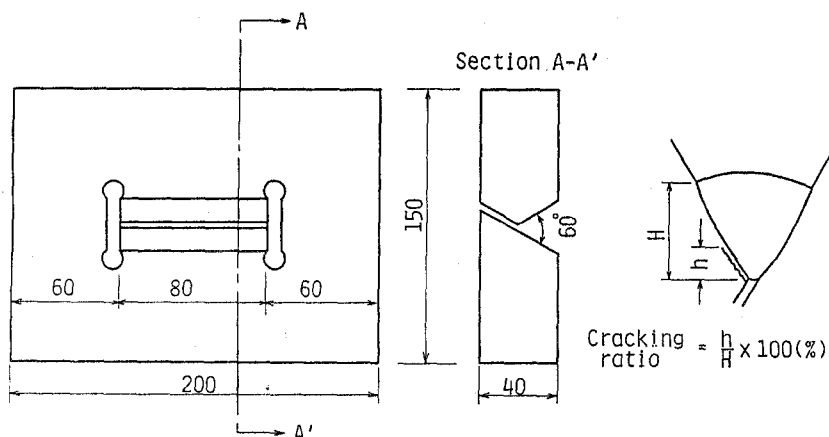


Fig. 3-1 Oblique Y groove weld cracking test specimen

Table 3-2 に示した供試鋼は A1-B 処理 PMS 鋼の機械的特性に及ぼす Cu, Ni 及び Mo 量及び  $P_{CM}$  の影響の検討に用いた。

供試鋼は 100kg 大気中高周波溶製を行った後、熱間圧延を行って板厚 15 mm とした。鋼板の熱処理条件は、 $900^{\circ}\text{C} \times 1\text{h}$  加熱後、板厚 50 及び 100 mm 相当の空冷 ( $t_{500}^{800}$  はそれぞれ  $15.8$  及び  $7.3^{\circ}\text{C/min}$ ) の焼ならし処理、 $620^{\circ}\text{C} \times 2\text{h}$  加熱後空冷の焼もどし処理及び  $600^{\circ}\text{C} \times 30$  及び  $80\text{h}$  加熱後炉冷の PWHT である。引張試験片 {  $6\text{mm}\phi \times 30\text{mm}^l$  (G.L.) } 及びシャルピー衝撃試験片は板厚中心部、圧延方向より採取して試験に供した。

Table 3-2 Chemical compositions of materials used (wt %)

	C	Si	Mn	P	C	Cu	Ni	Cr	Mo	V	sol.Al	B	N	O	PCM
T13	0.08	0.49	1.45	0.009	0.010	0.01	0.02	0.03	0.19	0.04	0.070	0.0002	0.0086	0.004	0.186
T14	0.08	0.43	1.43	0.010	0.012	0.01	0.02	0.02	0.20	0.02	0.063	0.0008	0.0092	0.010	0.185
T15	0.09	0.49	1.44	0.009	0.010	0.01	0.02	0.03	0.19	0.04	0.055	0.0006	0.0089	0.002	0.198
T16	0.08	0.48	1.47	0.004	0.010	0.02	0.42	0.04	0.19	0.05	0.065	0.0009	0.0087	0.004	0.199
T17	0.11	0.45	1.44	0.005	0.010	0.02	0.07	0.02	0.14	0.04	0.069	0.0008	0.0081	0.005	0.214
T18	0.11	0.42	1.46	0.004	0.011	0.03	0.07	0.02	0.14	0.02	0.065	0.0008	0.0079	0.006	0.212
T19	0.08	0.47	1.46	0.004	0.010	0.02	0.04	0.02	0.15	0.04	0.063	0.0007	0.0080	0.005	0.186
T20	0.09	0.42	1.39	0.009	0.010	0.01	0.02	0.03	0.24	0.04	0.063	0.0006	0.0080	0.005	0.197
T21	0.11	0.42	1.39	0.009	0.011	0.01	0.02	0.03	0.24	0.04	0.046	0.0007	0.0084	0.004	0.217
T22	0.06	0.46	1.44	0.005	0.007	0.21	0.15	0.02	0.20	0.04	0.046	0.0008	0.0087	0.004	0.182
T23	0.08	0.37	1.32	0.008	0.011	0.01	0.14	0.04	0.28	0.04	0.051	0.0002	0.0089	0.008	0.184
T24	0.08	0.35	1.32	0.008	0.011	0.01	0.14	0.04	0.28	0.04	0.032	0.0006	0.0093	0.006	0.186
T25	0.09	0.47	1.45	0.004	0.010	0.02	0.42	0.04	0.28	0.04	0.048	0.0014	0.0086	0.004	0.215
T26	0.11	0.42	1.42	0.009	0.013	0.01	0.02	0.02	0.29	0.04	0.049	0.0006	0.0095	0.005	0.221

### 第3節 PMS鋼の機械的特性に及ぼすAl-B処理及び $P_{CM}$ の影響

Fig. 3-2 に 0.40%Cr-0.20%Mo系 PMS鋼(鋼PA~鋼PL)のPWHT後の常温引張強さ(TS at RT)及び常温と350℃の降伏強さに及ぼすAl-B処理の影響を示した。

Fig. 3-2 の横軸は $P_{CM}$ 式からBの項を除いた $P_{CM}'$ 式 $\{=C+Si/30+(Mn+Cu+Cr)/20+Ni/60+Mo/15+V/10\}$ であり、強度に及ぼすBの影響とB以外の合金元素の影響を区別するために用いた。Fig. 3-2 から、PMS鋼はAl-B処理により、常温引張強さが約10kgf/mm<sup>2</sup>、常温降伏強さが約13kgf/mm<sup>2</sup>、350℃の降伏強さが約18kgf/mm<sup>2</sup>上昇することが認められた。ただし、Al-B処理PMS鋼は、 $P_{CM}'$ が約0.18%を下回ると、Bによる焼入性向上効果は減少しており、基本成分系の焼入性があるレベル以上でないとAl-B処理の効果は十分発揮されないことが認められた。

Fig. 3-3 にAl-B処理による光学顕微鏡組織の変化の一例を示した。第2章で述べたように、sol.Al及びB量の多い鋼PCあるいは鋼PDは、Bによる初析フェライト析出の抑制効果により、大部分がベイナイト組織となっている。これに対し、sol.Al及びB量の少ない鋼PIあるいは鋼PJはフェライト+ベイナイト組織でありフェライト組織の割合が多い。Fig. 3-2におけるAl-B処理による強度上昇は、この組織変化によりもたらされたことがうかがわれた。

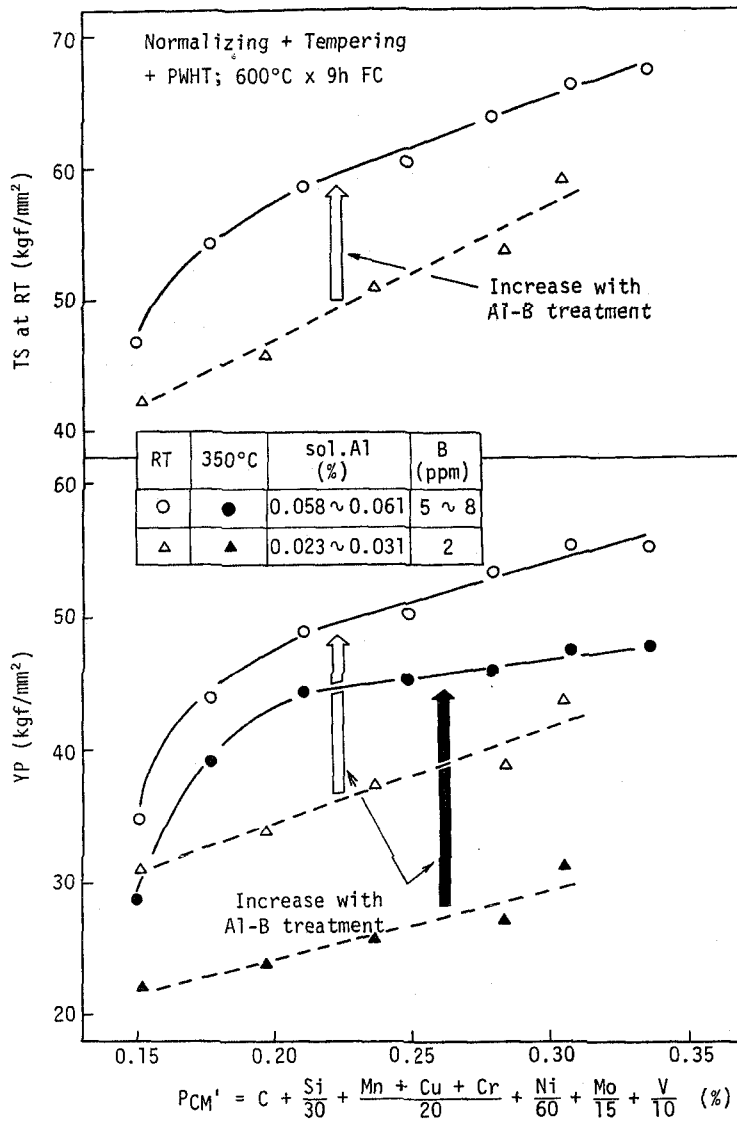


Fig. 3-2 Relation between tensile properties and PCM' of PMS steel (Steel PA~PL)



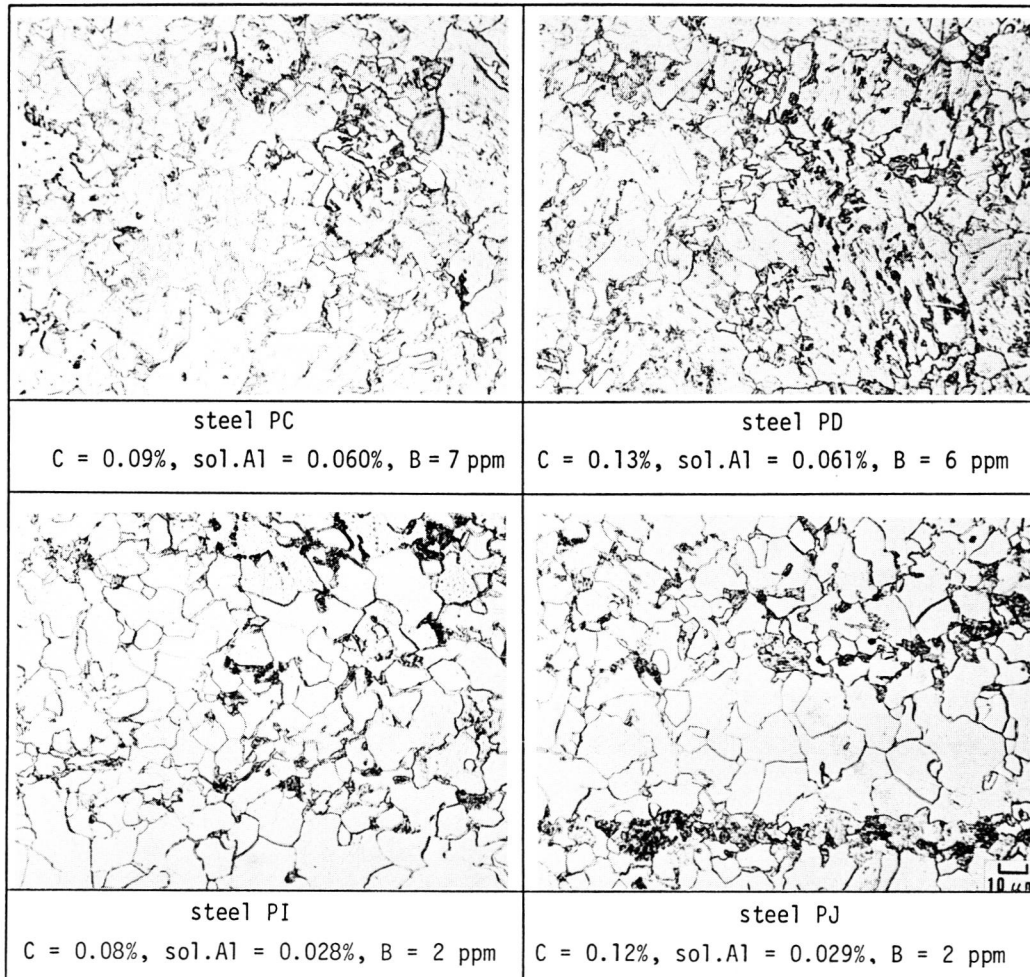


Fig. 3-3 Optical microstructures of PMS steel (Normalizing + Tempering)

Fig. 3-4 及び Fig. 3-5 に Al-B 処理 PMS 鋼の焼ならし + 焼もどし処理後の常温の引張強さ及び降伏強さ (YP at RT) と  $P_{CM}$  との関係を示した。引張強さ及び降伏強さは  $P_{CM}$  の増加に伴い上昇した。しかし、同一  $P_{CM}$  値で比較すると、引張強さ及び降伏強さは Mo 量の増加 (0.15% から 0.30% までの範囲) に伴い著しく上昇し、Ni 添加 (0.40%) あるいは Cu, Ni 添加 (Cu = 0.20%, Ni = 0.15%) による上昇も認められた。

Fig. 3-6 に Al-B 処理 PMS 鋼の PWHT 後の常温及び 350°C の降伏強さ (YP at 350°C) と常温の引張強さとの関係を示した。常温及び 350°C の降伏強さと常温引張強さの規格下限値は Fig. 3-6 に同時に示した。例えば、PMS 30 は常温の引張強さの規格下限値 (55 kgf/mm<sup>2</sup>) を満足する場合、常温の降伏強さが約 42 kgf/mm<sup>2</sup> 以上、350°C の降伏強さが約 37

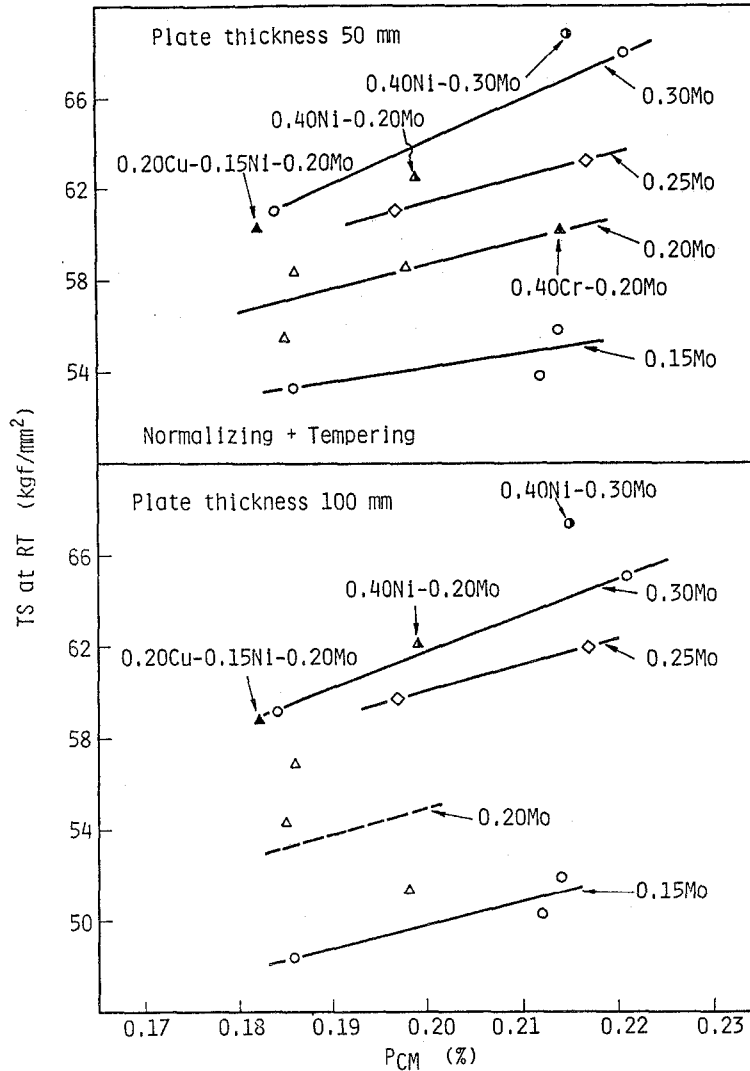


Fig. 3-4 Relation between tensile strength at room temperature and PCM of Al-B treated PMS steel (Steel T13 ~ T26, PC)

kgf/mm<sup>2</sup> 以上となり、それぞれ規格値（常温の降伏強さ  $\geq 41$  kgf/mm<sup>2</sup>、350℃の降伏強さ  $\geq 30$  kgf/mm<sup>2</sup>）を満足する。このように、Al-B処理 PMS 鋼は常温の引張強さが規格を満足すれば、常温及び 350℃の降伏強さの規格を満足することが認められた。

Fig. 3-7 に PMS 鋼の PWHT 後の常温及び 350℃の降伏強さと常温の引張強さとの関係に及ぼす Al-B処理の影響を示した。同一常温引張強さで比較すると、Al-B処理を行った鋼（sol. Al=0.058 ~ 0.061%，B=5 ~ 8 ppm）は Al-B処理を行っていない鋼（sol. Al=0.023 ~ 0.031%，B=2 ppm）に比べて降伏強さが高い。例えば、PMS 30 の場合、Al-B処理鋼は Fig. 3-6 で述べたように、常温の引張強さが規格を満足すれば、常温及び

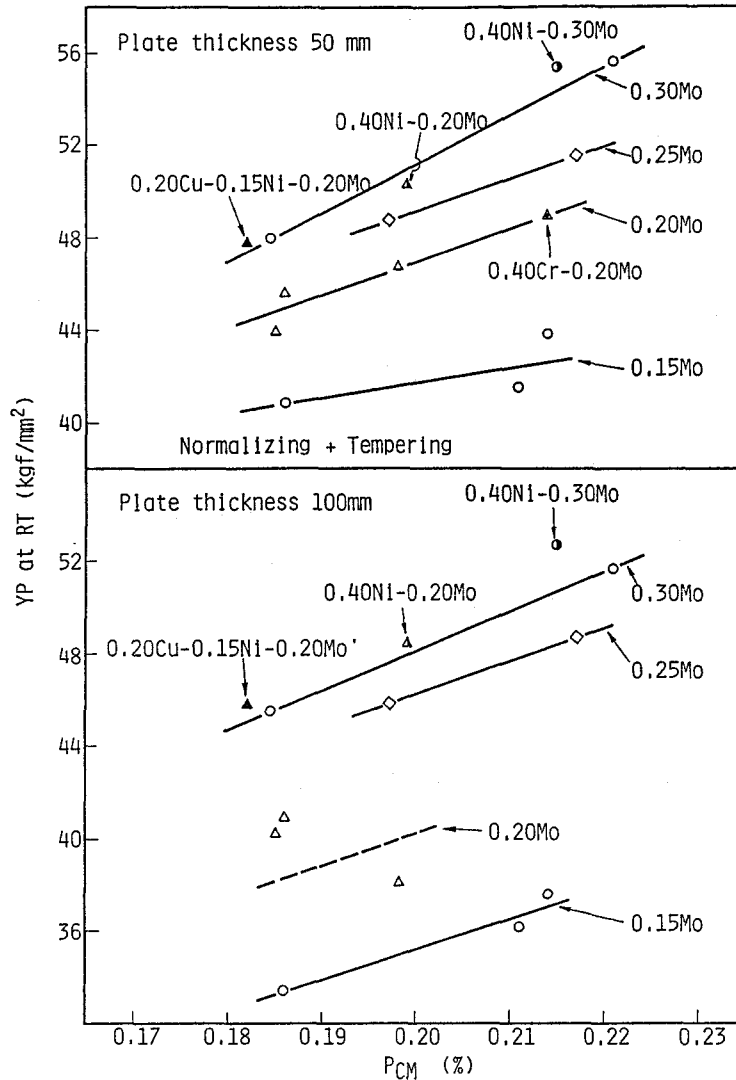


Fig. 3-5 Relation between yield point at room temperature and PCM of Al-B treated PMS steel (Steel T13~T26, PC)

350℃の降伏強さの規格を満足する。これに対し、Al-B処理を行っていない鋼は、常温の引張強さが規格を満足しても、常温及び350℃の降伏強さは規格を満足しないことが認められた。

Fig. 3-8にAl-B処理PMS鋼のPWHT後の靱性と常温引張強さとの関係を示した。靱性は強度の上昇に伴って低下する傾向を示したが、同一強度で比較すると、0.40%Cr-0.20%Mo系が最も良好であった。

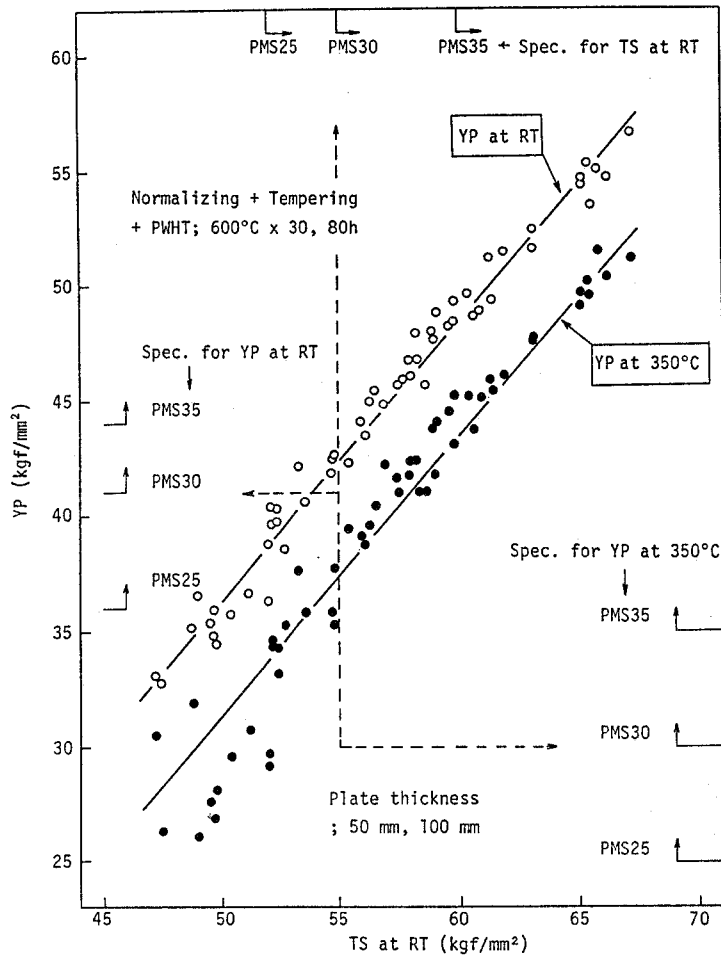


Fig. 3-6 Relation between yield point at room temperature and 350°C and tensile strength at room temperature of Al-B treated PMS steel (Steel T13 ~ T26)

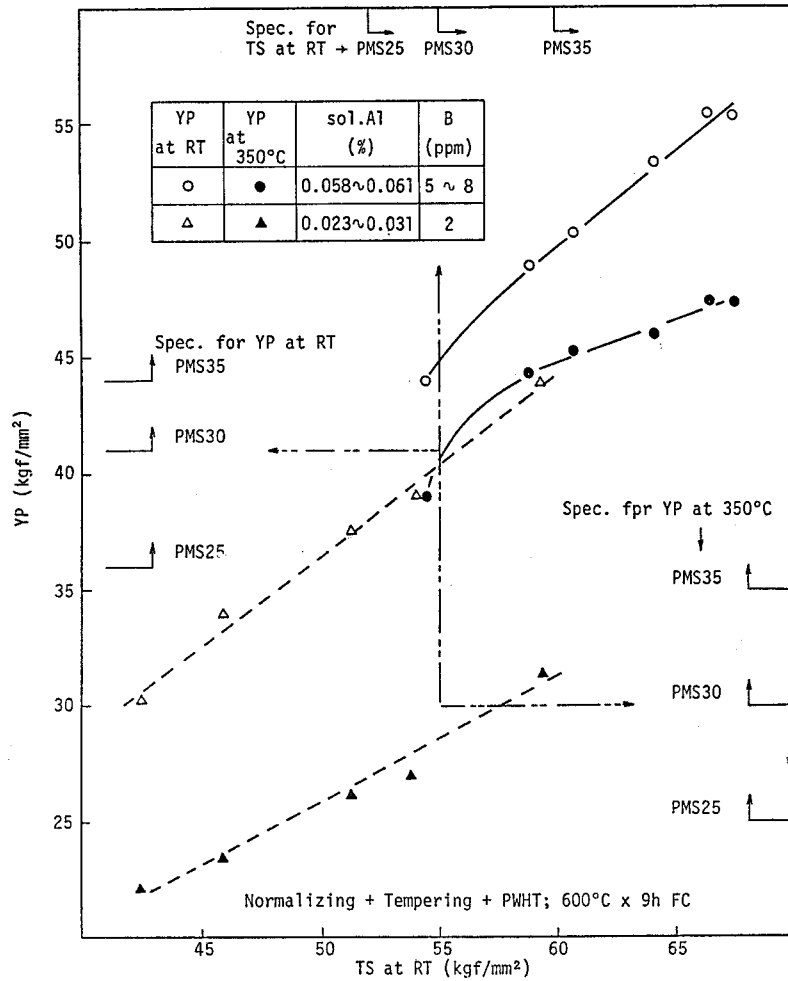


Fig. 3-7 Relation between yield point at room temperature and 350°C and tensile strength at room temperature of PMS steel (Steel PB ~ PL)

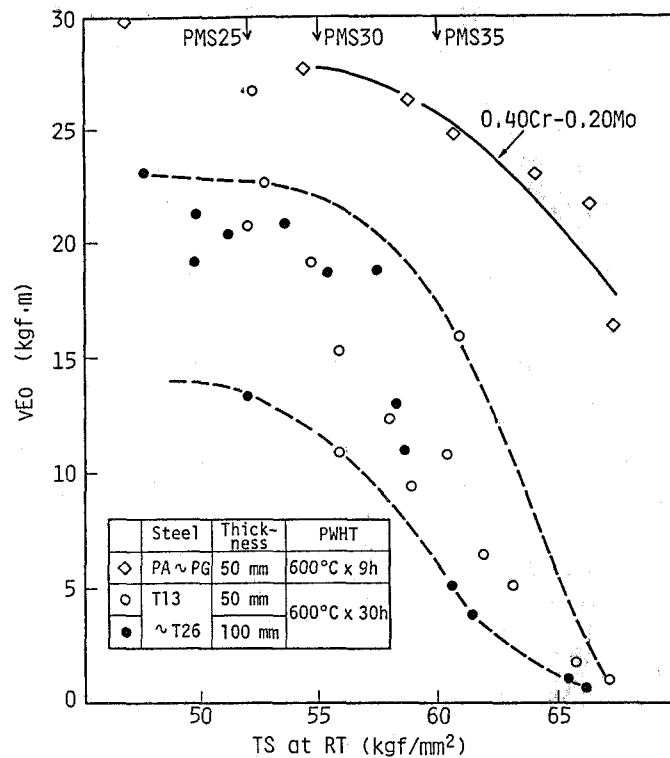


Fig. 3-8 Relation between tensile strength at room temperature and absorbed energy at 0°C of Al-B treated PMS steel (Steel T13 ~ T26, PA ~ PG)

以上のように、PMS鋼はAl-B処理により初析フェライト析出が抑制され、ベイナイト組織となって強度が上昇した。特に、降伏強さはベイナイト組織となることにより大幅に上昇した。ただし、極端に $P_{CM}'$ を低減した場合( $P_{CM}' < 0.18\%$ )、Al-B処理を行っても、十分な焼入性向上効果は得られないため、基本成分系の焼入性はあるレベル以上であることが必要である。また、靱性はCr, Moの複合添加鋼が最も良好であり、Cr, Moの複合添加鋼は最も微細なベイナイト組織を有することが良好な靱性を示す原因と考えられた。

#### 第4節 PMS鋼の溶接低温割れ感受性に及ぼすAl-B処理及び $P_{CM}$ の影響

Fig. 3-9に鋼PA~鋼PLに関する斜めY形溶接割れ試験結果を示した。本試験結果における割れは、すべてHAZから発生したものであり、溶接金属部からの発生が認められなかった。PMS鋼の溶接低温割れ感受性は、Al-B処理の有無にかかわらず、 $P_{CM}$ との良好

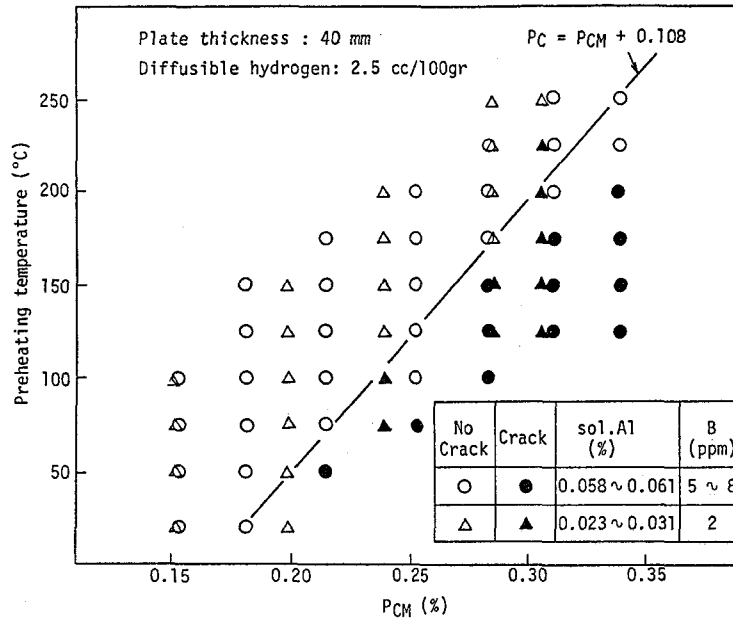


Fig. 3-9 Relation between preheating temperature and PCM of PMS steel (Steel PA~PL)

な相関関係が見られ、 $P_c$  評価式 ( Fig. 3-9 中に直線で表示した ) で評価し得ることが認められた。

Fig. 3-10 に PMS 鋼の溶接低温割れ停止予熱温度及び常温引張強さと  $P_{CM}$  との関係をまとめて示した。前述のように、PMS 鋼の溶接低温割れ感受性は、Al-B 処理の有無にかかわらず、 $P_{CM}$  との良好な相関関係が見られた。すなわち、B はその添加量の 5 倍の値だけ  $P_{CM}$  を増加させ (例えば B を 6ppm (0.0006%) 添加した場合  $P_{CM}$  は 0.003% 増加する)、溶接低温割れ感受性を上昇させる。しかし、母材の強度は Al-B 処理によって大幅に上昇し、例えば PMS 30 の場合、常温引張強さの規格を満足するのに必要な  $P_{CM}$  は Al-B 処理によって約 0.09% 低減した。すなわち、PMS 鋼は Al-B 処理による強度上昇効果によりもたらされる低  $P_{CM}$  化 (約 0.09% の低減) が、B による高  $P_{CM}$  化 (約 0.003% の増加) を大幅に上回る。この原因は、Al-B 処理による焼入性向上効果は母材の焼ならし処理では大きいですが、溶接低温割れの発生する HAZ では小さかったためであると考えた。

以上の理由により、Fig. 3-10 に示したように、例えば PMS 30 は Al-B 処理を適用することにより溶接低温割れ停止予熱温度が約 125°C 以上低下した。しかし、前節の Fig. 3-7 に示したように、Al-B 処理 PMS 鋼は常温引張強さが規格を満足すれば、降伏強さの規格を満足するのに対し、Al-B 処理を行わない PMS 鋼は常温引張強さが規格を満足しても、

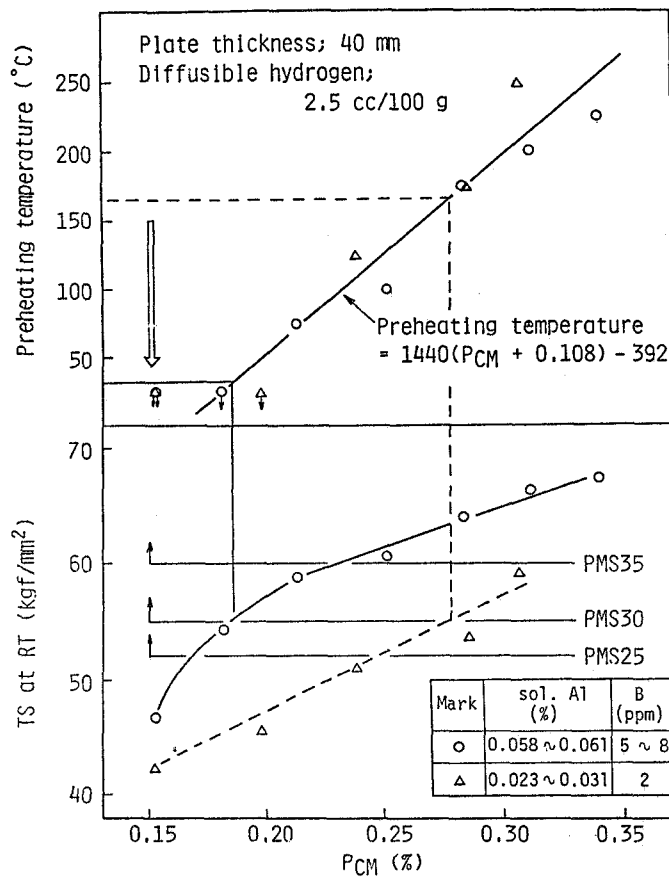


Fig. 3-10 Relation between preheating temperature to prevent weld cold cracking, tensile strength at room temperature and PCM of PMS steel (Steel PA ~ PL)

降伏強さの規格を満足しない場合がある。したがって、Al-B処理を行わないPMS鋼は、更に高い常温引張強さを必要とし、PCMも高くなる場合がある。このような場合、Al-B処理による溶接低温割れ停止予熱温度の低温化効果は更に拡大する。

Fig. 3-11にPMS鋼溶接部における溶接低温割れ発生状況を模式化して示した。Fig. 3-11の(a)は従来PMS鋼(Al-B処理を行っていない)の例である。母材はフェライト+ベイナイト組織であり、その化学組成は規格強度を得るために、例えばC量が約0.18%、PCMが約0.28%である。このときのHAZは硬さが約Hv400と高く、溶接低温割れ感受性が高くなる。一方、Fig. 3-11の(b)はAl-B処理PMS鋼の例である。この鋼の化学組成は、例えばCが約0.10%、PCMが約0.20%と従来PMS鋼に比べて低い。しかし、母材はBによる焼入性向上効果によりベイナイト組織となり、規格強度を満足する。このときのHAZは硬さが約Hv300と低く、溶接低温割れ感受性が著しく低下することになる。



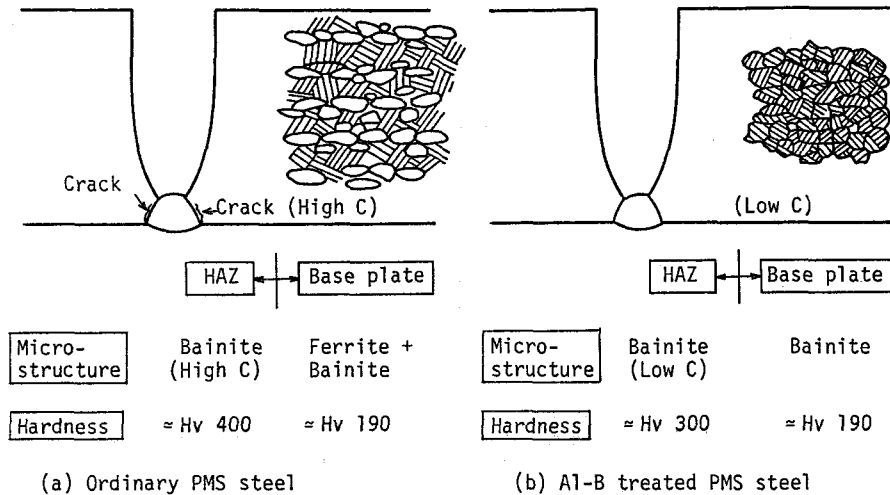


Fig. 3-11 Schematic illustration for initiation of weld cold cracking

## 第5節 結 論

本章では Al-B 処理による PMS 鋼の溶接低温割れ感受性の改善を検討した。

本章で得られた主な結論は次のとおりである。

- (1) PMS 鋼は Al-B 処理により、常温引張強さが約 10kgf/mm<sup>2</sup>、常温降伏強さが約 13kgf/mm<sup>2</sup>、350℃の降伏強さが約 18kgf/mm<sup>2</sup> 上昇した。
- (2) PMS 鋼は Al-B 処理により強度が上昇するが、特に降伏強さの上昇が大きい。この結果、Al-B 処理 PMS 鋼は常温引張強さが規格を満足すれば、常温及び 350℃の降伏強さの規格を満足した。
- (3) PMS 鋼の溶接低温割れ感受性は、Al-B 処理の有無にかかわらず、 $P_{CM}$  との良好な相関関係が見られ、 $P_c$  評価式で評価し得ることが認められた。
- (4) PMS 鋼は Al-B 処理による強度上昇効果によってもたらされる低  $P_{CM}$  化が、B による高  $P_{CM}$  化 (B 量の 5 倍の値だけ増加する) を大幅に上回った。したがって、PMS 鋼は Al-B 処理を適用することにより、溶接低温割れ停止予熱温度が大幅に低下した。例えば、PMS 30 は Al-B 処理を適用することにより溶接低温割れ停止予熱温度が約 125℃ 以上低下した。

## 第4章 Al-B処理による $1\frac{1}{4}\text{Cr}-\frac{1}{2}\text{Mo}$ 鋼溶接部のクリープ割れ感受性の改善

### 第1節 緒言

石油化学工業などに用いられる Cr-Mo 鋼製圧力容器の溶接部は、製作時の検査で割れが検知されなくても、長時間操業後の検査で割れが発見されることがある。この種の割れは溶接部のクリープ割れあるいはクリープぜい化と呼ばれている<sup>5), 17)~29)</sup>。また、その発生原因は、不純物元素の粒界偏析<sup>18)~22)</sup>、粒界炭化物を核とした粒界ポイドの生成<sup>23)</sup>あるいはPFZにおけるポイドの生成<sup>24)~26)</sup>などの考えが示されているが、定説を得るには至っていない。

クリープ割れは割れ発生の位置、鋼種あるいは形態がSR割れと類似である。したがって、クリープ割れの初期段階の発生機構はSR割れの発生機構と類似であることが予想される。SR割れの発生原因は、析出硬化説<sup>4), 16), 30)~33)</sup>と粒界ぜい化説<sup>34)~39)</sup>が代表的であるが、クリープ割れと同様に定説を得るには至っていない。

SR割れ感受性を支配するとされる因子の中で、不純物元素の粒界偏析による粒界ぜい化は、焼もどしぜい化に関する研究<sup>43)</sup>でも示されるように、不純物元素量の増加に伴い促進される。したがって、不純物元素量の増加がSR割れ感受性を上昇させることは十分考えられる。しかし、例えばPMS鋼は析出硬化元素(Cr, Mo, VあるいはNbなど)の量が少なく $\Delta G$ <sup>4)</sup>あるいは $P_{SR}$ <sup>16)</sup>の値が低いため、不純物元素量が多くても、SR割れは発生しない<sup>11), 13)</sup>。このことから、SR割れは不純物元素の粒界偏析による粒界ぜい化だけが原因で発生することは考えられない。

そこで、本章ではこのようなSR割れに関する研究結果を参照し、Cr-Mo鋼溶接部のクリープ割れ感受性に及ぼす析出硬化特性の影響及び溶接部の軟化によるクリープ割れ感受性の改善を検討した。

第2節ではCr-Mo鋼溶接部のクリープ割れ感受性に及ぼす析出硬化特性の影響を検討した。第3節では、第2節の結果を基に、Al-B処理による強度上昇効果を用いて、 $1\frac{1}{4}\text{Cr}-\frac{1}{2}\text{Mo}$ 鋼溶接部のクリープ割れ感受性を低減させることを検討した。

## 第2節 Cr-Mo 鋼溶接部のクリープ割れ感受性に及ぼす析出硬化特性の影響

本節では Cr-Mo 鋼溶接部のクリープ割れ感受性に及ぼす析出硬化特性の影響を明らかにすることを目的として、クリープ割れ感受性が高いとされる  $1\frac{1}{4}\text{Cr}-\frac{1}{2}\text{Mo}$  鋼<sup>17)</sup> 及びクリープ割れ感受性が低いとされる  $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$  鋼<sup>21), 29)</sup> に関して、クリープ割れ感受性に及ぼす化学組成（主に C 量）及び PWHT 温度の影響を検討した。

### 2-1. 実験方法

Fig. 4-1 に  $1\frac{1}{4}\text{Cr}-\frac{1}{2}\text{Mo}$  鋼製圧力容器の溶接部に発生したクリープ割れの光学顕微鏡組織を示した。このクリープ割れは、HAZ 粗粒域の粒界割れであることが認められた。したがって、このようなクリープ割れは、操業中に HAZ に作用したクリープ変形が粒界へ集中し、HAZ のクリープ変形能を超えたときに発生したと考えられる。すなわち、HAZ のクリープ破断延性の低い鋼は、クリープ割れ感受性が高いと考えられる。そこで、クリープ割れ感受性を再現 HAZ のクリープ破断試験における破断絞り値で評価した。また、<sup>17)</sup> クリープ割れは応力集中部で多く発生することから、応力集中の影響を知る目的で、円周切欠付丸棒試験片によるクリープ破断試験も行った。

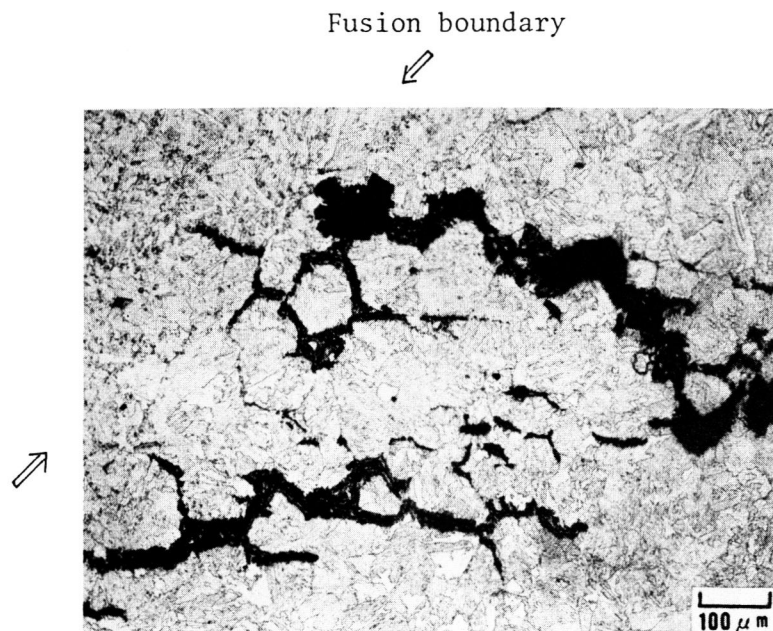


Fig. 4-1 Optical microstructure of fracture appearance at the welds of  $1\frac{1}{4}\text{Cr}-\frac{1}{2}\text{Mo}$  steel (Service condition; Temperature  $500 \sim 550^\circ\text{C}$ , pressure  $26 \text{ kgf/cm}^2$ , Period 5 years)

同時に、クリープ割れ感受性の評価は、クリープ温度域（500～600℃）での低速定ひずみ速度引張試験（Slow constant Extension Rate Technique，以後SERT試験と記す）の破断絞り値を用いても行った。クリープ温度域でのSERT試験では、引張変形に伴う加工硬化が小さいと考えられ、クリープ破断試験に近い状況が短時間で再現し得ると考えて、この試験法を用いた。

Table 4-1 に供試鋼の化学組成を示した。本実験では1¼Cr-½Mo鋼に関して、C量の変化（0.10～0.16%）、Cu添加（0.15%）、Ni添加（0.27%）、Al-B処理の有無及びSb添加（0.040%）の影響を検討し、比較のためクリープ割れ感受性が低いとされる2¼Cr-1Mo<sup>21), 29)</sup>鋼の検討も行った。

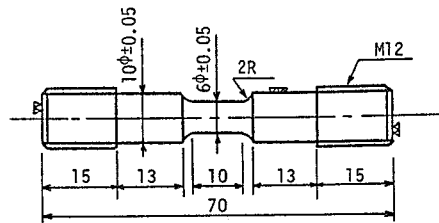
Table 4-1 Chemical compositions of materials used (wt %)

		C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	sol.Al	B	Sb	N	O
1-1/4Cr -1/2Mo	A	0.10	0.64	0.60	0.007	0.006	—	—	1.38	0.53	0.040	0.0004	—	0.0069	0.005
	B	0.13	0.62	0.51	0.014	0.008	—	—	1.28	0.56	0.050	0.0006	—	0.0084	0.007
	C	0.15	0.65	0.62	0.015	0.009	—	—	1.44	0.61	0.057	0.0004	—	0.0094	0.005
	D	0.15	0.64	0.60	0.015	0.009	0.15	0.27	1.38	0.60	0.058	0.0005	—	0.0099	0.006
	E	0.14	0.62	0.50	0.014	0.008	—	—	1.28	0.56	0.035	0.0001	—	0.0095	0.008
	F	0.15	0.65	0.63	0.014	0.008	—	—	1.38	0.59	0.026	0.0001	—	0.0105	0.004
	G	0.16	0.67	0.61	0.008	0.011	—	—	1.41	0.55	0.024	0.0003	—	0.0112	0.006
	H	0.15	0.65	0.61	0.015	0.008	0.15	0.27	1.37	0.60	0.030	0.0002	—	0.0102	0.006
	I	0.14	0.69	0.55	0.007	0.004	—	—	1.24	0.59	0.026	0.0002	0.040	0.0082	0.005
2-1/4Cr -1Mo	J	0.12	0.11	0.43	0.011	0.009	—	—	2.25	1.01	0.012	0.0002	—	0.0103	0.004
	K	0.12	0.44	0.60	0.007	0.004	—	—	2.29	1.05	0.028	0.0003	—	0.0099	0.005

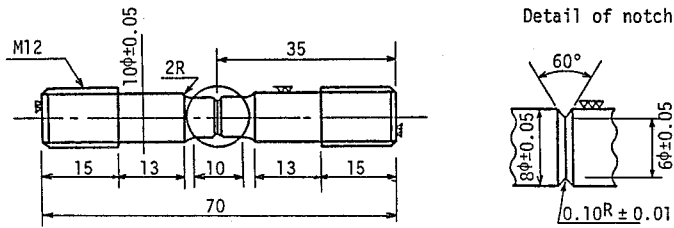
供試鋼は200kg大気中高周波溶製を行った後、熱間圧延を行って板厚50mmとした。鋼板の熱処理条件は930℃×1h加熱後空冷の焼ならし処理及び710℃×2h加熱後空冷の焼もどし処理である。Fig. 4-2に用いた試験片の形状をまとめて示した。これらの試験片は、板厚中心部、圧延方向より採取した。

Fig. 4-3に再現HAZ（Simulated HAZ）の熱サイクルを示した。この熱サイクルの付与及びSFRT試験は、高周波加熱溶接熱サイクル再現装置を用いて行った。

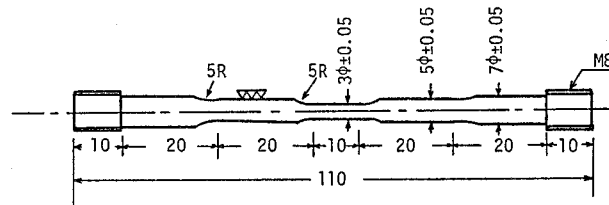
クリープ破断試験は550℃で、SERT試験{ひずみ速度( $\dot{\epsilon}$ ) =  $3.7 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1}$ }及び高温引張試験（ひずみ速度 =  $8.3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ）は500, 550及び600℃で行った。



(a) Smooth specimen for creep rupture test



(b) Notched specimen for creep rupture test



(c) Smooth specimen for SERT test and tensile test

Fig. 4-2 Dimensions of specimen

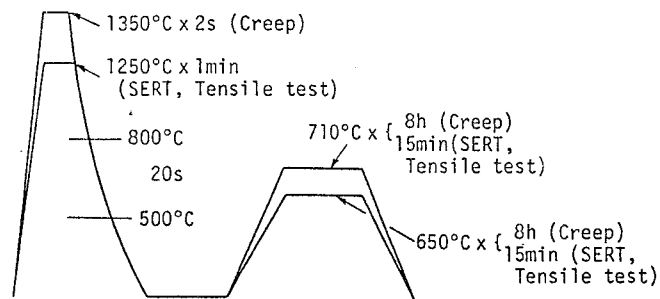


Fig. 4-3 Simulated heat cycles of HAZ

## 2-2. Cr-Mo 鋼溶接部のクリープ割れ感受性に及ぼす化学組成及び溶接後熱処理温度の影響

Fig. 4-4 に再現 HAZ のクリープ破断試験における破断絞り値 (R.A.) と破断時間 (Rupture time) との関係を示した。PWHT 温度が 710°C の場合, C 量が低く (0.10%), Al-B 処理を行った 1 ¼ Cr-½ Mo 鋼 (鋼 A) は 2 ¼ Cr-1 Mo 鋼 (鋼 K) と同等の高い破断絞り値 (80% 以上) を示した。これに対し, C 量が高く (0.16%), Al-B 処理を行っていない 1 ¼ Cr-½ Mo 鋼 (鋼 G) は, PWHT 温度が 650°C 及び 710°C の場合共, 低い破断絞り値を示した。特に, 鋼 G は PWHT 温度が 650°C の場合, 破断絞り値が 10% 以下と著しく低く, クリープ割れが発生することが予想される<sup>21), 22), 29)</sup>。更に, C 量が 0.14% で, 粒界偏析元素として知られる Sb を 0.040% 含有し, Al-B 処理を行っていない 1 ¼ Cr-½ Mo 鋼 (鋼 I)<sup>17)</sup> は鋼 K より若干低い破断絞り値を示しており, クリープ割れ感受性が不純物元素の粒界偏析による粒界ぜい化により上昇することが認められた。

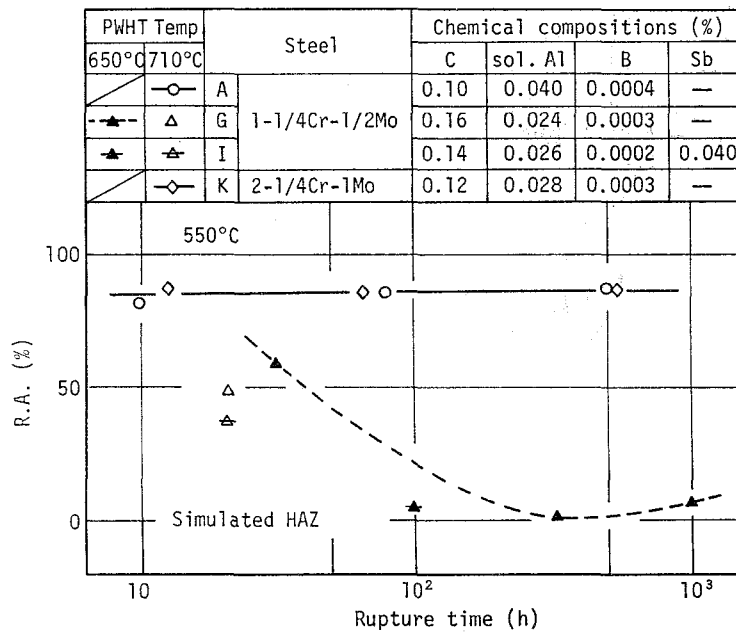


Fig. 4-4 Relation between R.A. and rupture time in creep rupture test of simulated HAZ of 1-1/4Cr-1/2Mo and 2-1/4Cr-1Mo steel

Fig. 4-5 に切欠付試験片によるクリープ破断試験結果を平滑材の試験結果と比較して示した。PWHT 温度は母材強度が規格を満足することを考慮して, 鋼 A 及び鋼 K が 710

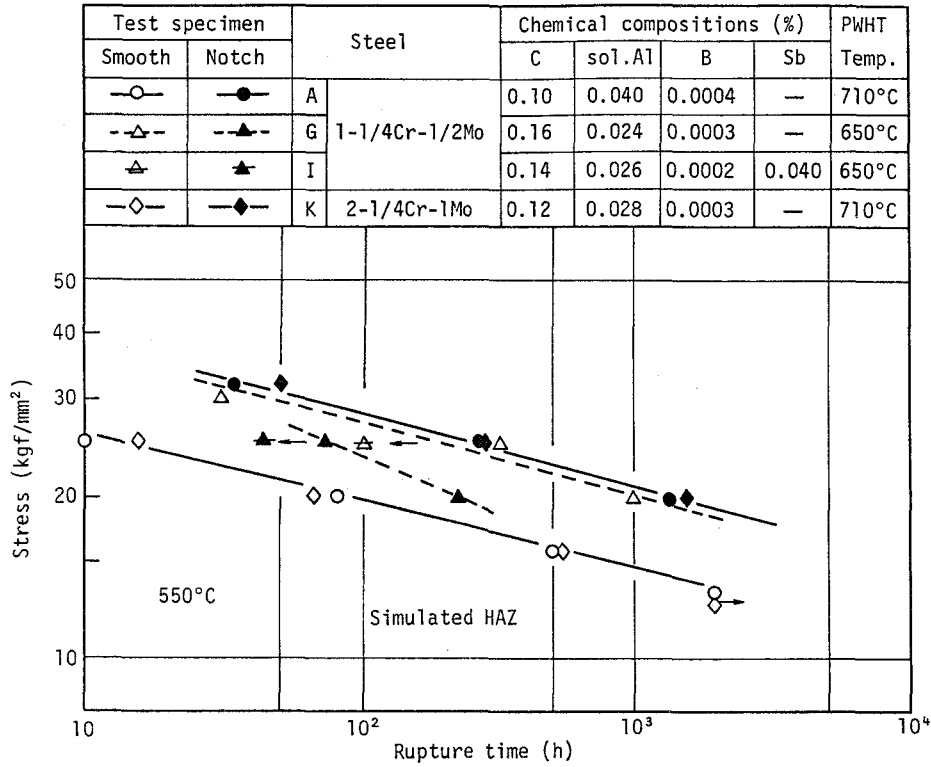


Fig. 4-5 Creep rupture properties of smooth and notched specimens of simulated HAZ of 1-1/4Cr-1/2Mo and 2-1/4Cr-1Mo steel

°C, 鋼 G 及び 鋼 I が 650°C とした。 鋼 A 及び 鋼 K は, 約 2000h まで切欠材のクリープ破断強度が平滑材のそれを上回っている。 これに対し, 鋼 G 及び 鋼 I は約 50 h 以下の短時間で切欠材のクリープ破断強度が平滑材のそれを下回っている。 この結果は, ノズルの取付部の溶接部のように応力集中の大きな位置では, 鋼材のクリープ破断寿命より短時間でクリープ破断する可能性が高いこと, すなわち, クリープ割れ感受性が高いことを示している。 また, Sb を 0.040% 含有した鋼 I は, 鋼 G よりもさらに短時間でクリープ破断しており, Fig. 4-4 の結果の場合と同様に, クリープ割れ感受性に及ぼす粒界ぜい化の悪影響が認められた。

Fig. 4-6 に 550°C における SERT 試験及び高温引張試験の破断絞り値を比較して示した。 高温引張試験の破断絞り値は, 化学組成及び PMHT 温度の変化の影響をほとんど受けず, すべて高い値 (約 75 ~ 85%) を示した。 これに対し, SERT 試験の破断絞り値は化学組成及び PMHT 温度の変化の影響が認められた。 すなわち, 破断絞り値は PWHT 温度の上昇 (650°C から 710°C) により, すべての鋼種で大きく上昇した。 また,

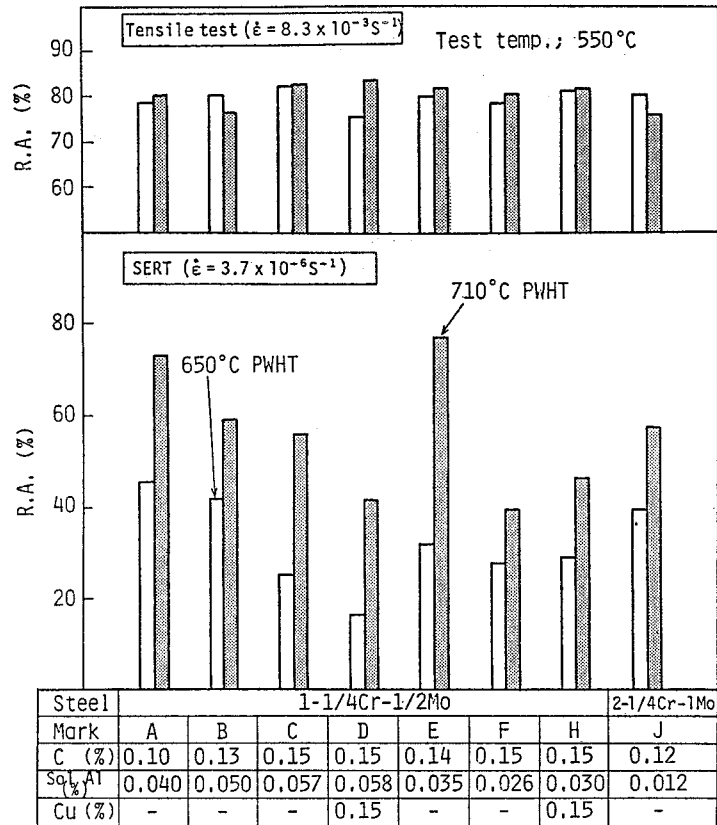


Fig. 4-6 R.A. of simulated HAZ in SERT test and tensile test

1¼Cr-½Mo鋼の破断絞り値は、PWHT 温度 710°C の場合の鋼 E の結果を除いて、C 量の低下（0.15% から 0.10%）に伴い上昇する傾向を示した。SERT 試験結果から認められたこのような傾向は、クリープ破断結果（Fig. 4-4）から認められた傾向と類似であった。尚、SERT 試験の破断絞り値に及ぼす Cu 及び Ni 添加の影響は明確には認められなかった。

Fig. 4-7 に SERT 試験後の破断部の光学顕微鏡組織を示した。また、Fig. 4-8 には SERT 試験による破面の走査型電子顕微鏡による観察結果を示した。破断部の結晶粒の変形状況及び破面形態は化学組成及び PWHT 温度の変化の影響を受けていることが認められた。すなわち、PWHT 温度が 650°C の場合、C 量の高い（0.15%）1¼Cr-½Mo 鋼（鋼 D）は結晶粒の変形をほとんど伴わずに破断し（Fig. 4-7）、粒界破面がほぼ全面を占め（Fig. 4-8）、著しく低い破断絞り値（16.5%）を示した。これに対し、C 量の低い（0.13%）1¼Cr-½Mo 鋼（鋼 B）あるいは 2¼Cr-1Mo 鋼（鋼 J）は鋼 D に比べ



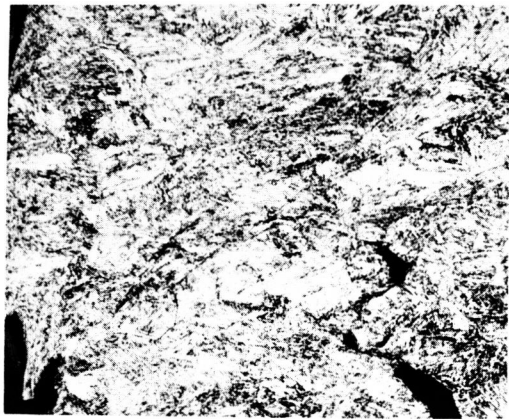

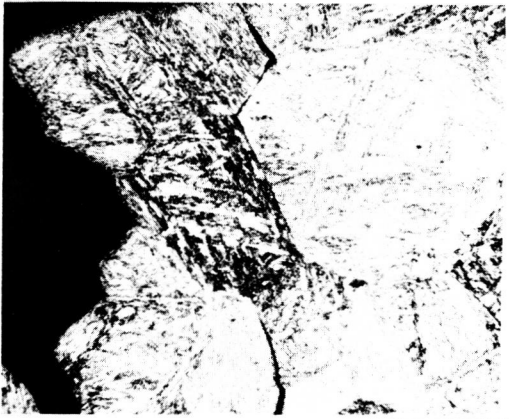



<p>[B]</p> <p>1-1/4Cr -1/2Mo 0.13C</p>		
	<p>R.A. = 41.9%</p>	<p>R.A. = 59.3%</p>
<p>[D]</p> <p>1-1/4Cr -1/2Mo 0.15C 0.15Cu</p>		
	<p>R.A. = 16.5%</p>	<p>R.A. = 41.5%</p>
<p>[J]</p> <p>2-1/4Cr -1Mo</p>		
	<p>R.A. = 39.6%</p>	<p>R.A. = 57.8%</p>
<p>100μm</p>	<p>PWHT temp. ; 650°C SERT test temp. ; 550°C</p>	<p>PWHT temp. ; 710°C SERT test temp. ; 550°C</p>

Fig. 4-7 Optical microstructures of fracture appearance in SERT test

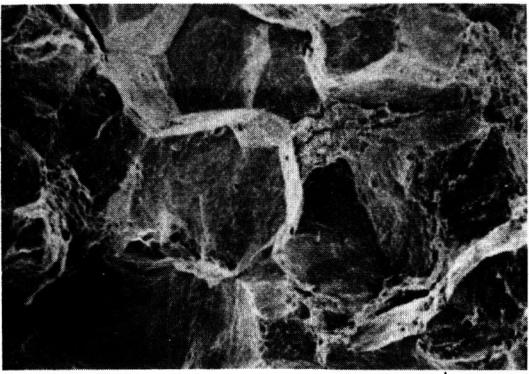
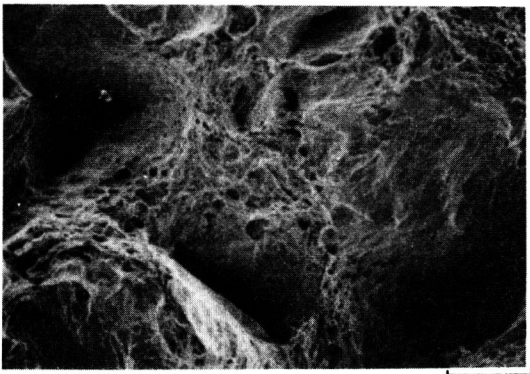
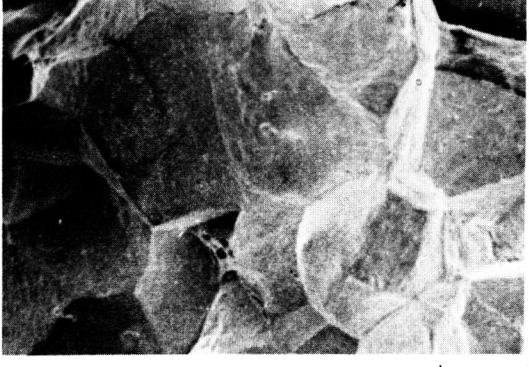

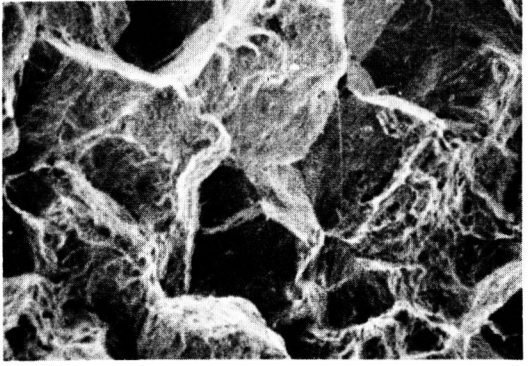
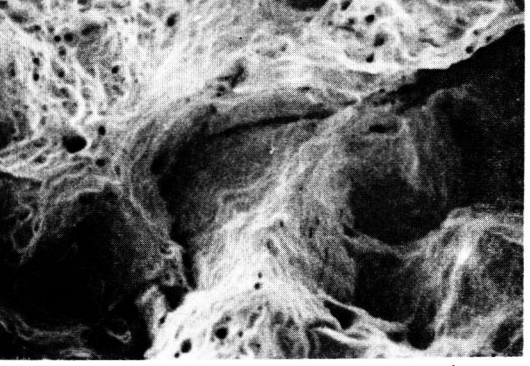
<p>[B]</p> <p>1-1/4Cr -1/2Mo</p> <p>0.13C</p>	 <p>R.A. = 41.9%</p> <p>100µm</p>	 <p>R.A. = 59.3%</p> <p>50µm</p>
<p>[D]</p> <p>1-1/4Cr -1/2Mo</p> <p>0.15C 0.15Cu</p>	 <p>R.A. = 16.5%</p> <p>100µm</p>	 <p>R.A. = 41.5%</p> <p>100µm</p>
<p>[J]</p> <p>2-1/4Cr -1Mo</p>	 <p>R.A. = 39.6%</p> <p>100µm</p>	 <p>R.A. = 57.8%</p> <p>50µm</p>
	<p>PWHT temp. ; 650°C SERT test temp. ; 550°C</p>	<p>PWHT temp. ; 710°C SERT test temp. ; 550°C</p>

Fig. 4-8 Scanning electron fractographs of fracture surface in SERT test

て、結晶粒の変形が大きく ( Fig. 4-7 ), 粒界破面の割合が低下して粒内破面が混在し ( Fig. 4-8 ), 破断絞り値は上昇した。更に、PWHT 温度が 710°C の場合、すべての鋼は、PWHT 温度が 650°C の場合に比べて、結晶粒の変形が大きく、粒界破面率が低下し、破断絞り値が上昇した。特に、鋼 B 及び鋼 J は粒界破面がわずかしか認められなかった。

Fig. 4-9 に 1/4Cr-1/2Mo 鋼製圧力容器の溶接部に発生したクリープ割れの破面と SERT 試験による破面とを比較して示した。実機のクリープ割れ破面と SERT 試験による破面は、共に粒界ディンプルを伴った破面と平坦な粒界破面が認められた。SERT 試験で見られた粒界ディンプルを伴った破面 ( 左側 ) はクリープ割れ感受性が低いと考えられる鋼 B ( C=0.13% ) による破面であり、このときの破断絞り値は 41.9% であった。一方、SERT 試験で見られた平坦な粒界破面 ( 右側 ) はクリープ割れ感受性が高いと考えられる鋼 D ( C=0.15% ) による破面であり、このときの破断絞り値は 16.5% と低かった。

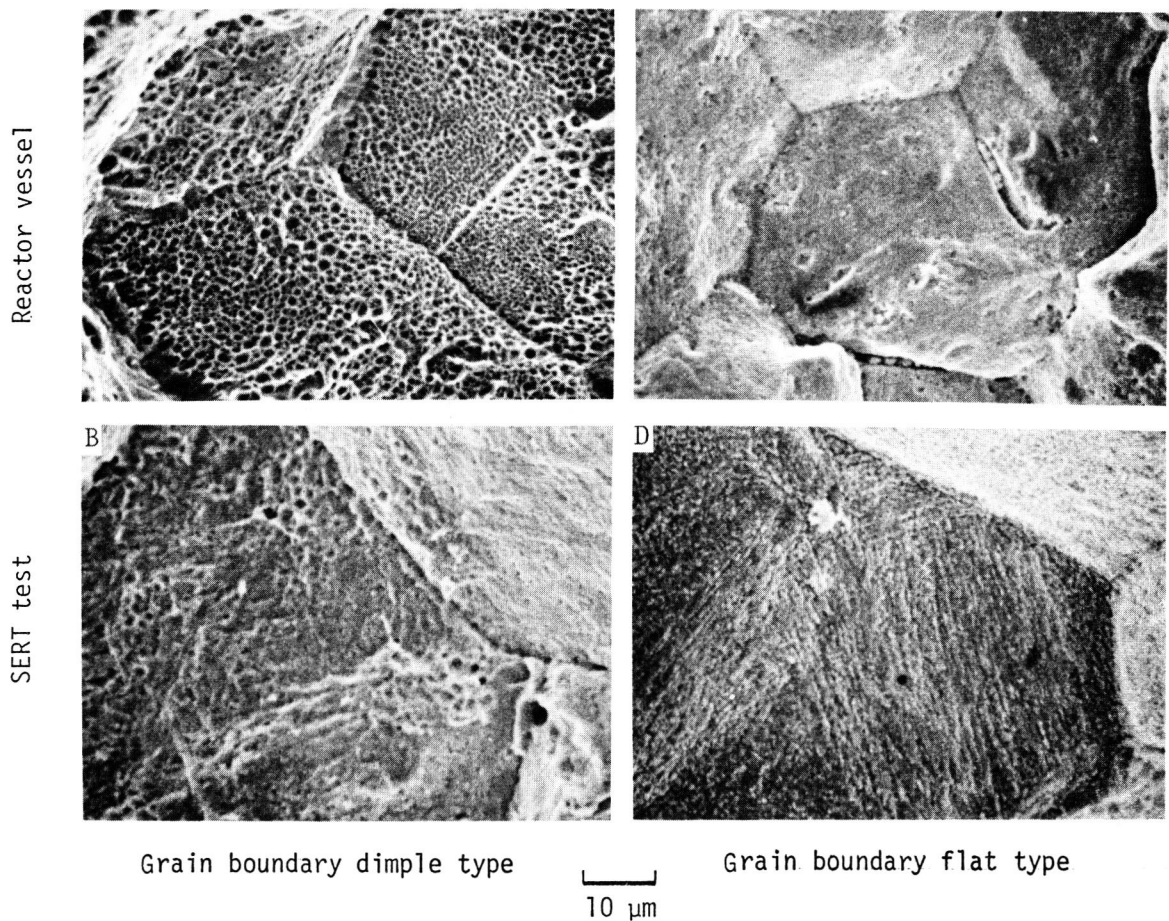


Fig. 4-9 Scanning electron fractographs of fracture surface appeared in the welds of 1-1/4Cr-1/2Mo steel of reactor vessel and in the simulated HAZ of 1-1/4Cr-1/2Mo steel in SERT test (Service condition of reactor vessel; Temperature 500 ~ 550°C, Pressure 26 kgf/cm<sup>2</sup>, Period 5 years) (Testing condition of SERT test; Test temperature 550°C, PWHT temperature 650°C)

前述のように、クリープ破断試験と S E R T 試験の破断絞り値に及ぼす化学組成及び PWHT 温度の影響は類似の傾向が認められた。また、S E R T 試験による破面は実機のクリープ割れの破面と類似の形態を示した。これらの結果から、S E R T 試験はクリープ割れの発生機構に近い状況を再現しており、その破断絞り値によりクリープ割れ感受性の相対比較評価を行い得る可能性を持つ試験法と考えられる。

### 2-3. Cr-Mo 鋼溶接部の析出硬化特性に及ぼす化学組成及び溶接後熱処理温度の影響

Fig. 4-10 に S E R T 試験を中断した試験片のくびれた部分の断面の光学顕微鏡組織を示した。鋼 A ( 0.10% C-1 ¼ Cr-½ Mo 鋼 ) は S E R T 試験における破断絞り値が高く ( 例えば試験温度 550 °C, PWHT 温度 710 °C の場合, R.A. = 73.1% ), クリープ割れ感受性が低いと考えられる鋼である。この鋼 A は、粒界におけるボイドの生成と連結による割れ発生が見られ、結晶粒の変形が大きいことが認められた。これに対し、鋼 D ( 0.15% C-1 ¼ Cr-½ Mo 鋼 ) は S E R T 試験における破断絞り値が低く ( 例えば試験温度 550 °C, PWHT 温度 650 °C の場合, R.A. = 16.5% ), クリープ割れ感受性が高いと考えられる鋼である。この鋼 D は、平坦な粒界破面を呈する割れ発生の様子が見られ、結晶粒がほとんど変形していないことが認められた。

Fig. 4-11 に、このような割れ発生状況あるいは Fig. 4-9 の破面形態から、クリープ割れ発生モデルを推定した模式図を示した。粒界ディンプルを伴った破面を呈するクリープ割れは、クリープ変形過程で、粒界の炭化物を核としてボイドが生成し連結して粒界破壊に至ったと考えられ、その発生モデルの推定図を Fig. 4-11 の左側に示した。このとき、粒界近傍の P F Z は、粒界へのひずみ集中を促進し、クリープ割れ感受性を高めることも考えられる。これに対し、Fig. 4-11 の右側に示した平坦な粒界破面を呈するクリープ割れの発生は、不純物元素の粒界への偏析などの原因で粒界が著しくぜい化した場合、あるいは高応力が負荷されて短時間のクリープ変形で割れが発生した場合であると<sup>18)~22)</sup>考えられる。<sup>64)</sup>

Fig. 4-12 に 1 ¼ Cr-½ Mo 鋼再現 HAZ の S E R T 試験における破断絞り値 ( R.A. in S E R T test ) と高温引張強さとの関係を示した。化学組成及び PWHT 温度の変化にかかわらず、S E R T 試験の破断絞り値は高温引張強さの上昇に伴って減少した。高温引張試験の破面形態はすべて粒内破壊であることから、高温引張強さと粒内強度の間には良好な相関関係があることが考えられる。したがって、Fig. 4-12 の結果は、粒内強度の



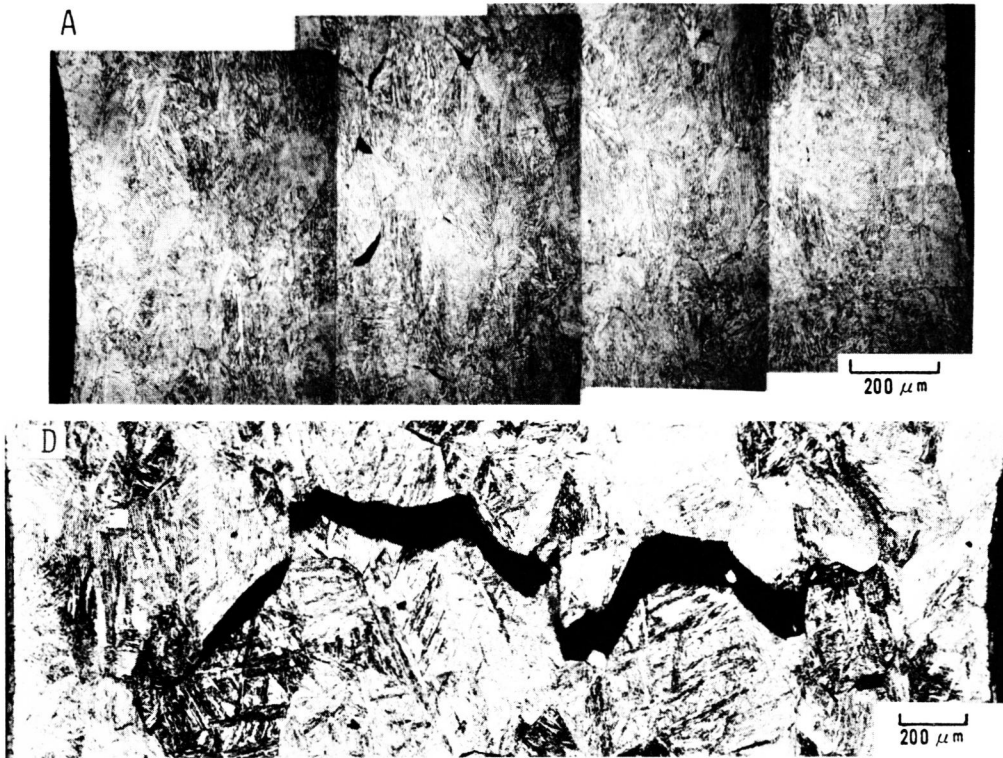


Fig. 4-10 Optical microstructures of fracture appearance in SERT test (Test temperature 550°C, PWHT temperature 710°C for steel A and 650°C for steel D, Test period 12 h for steel A and 5 h for steel D)

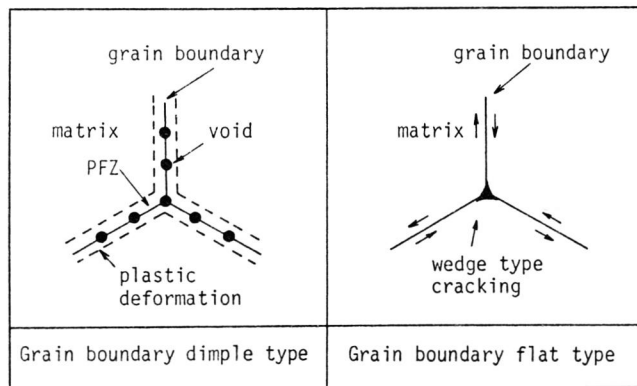


Fig. 4-11 Crack initiation models of creep cracking

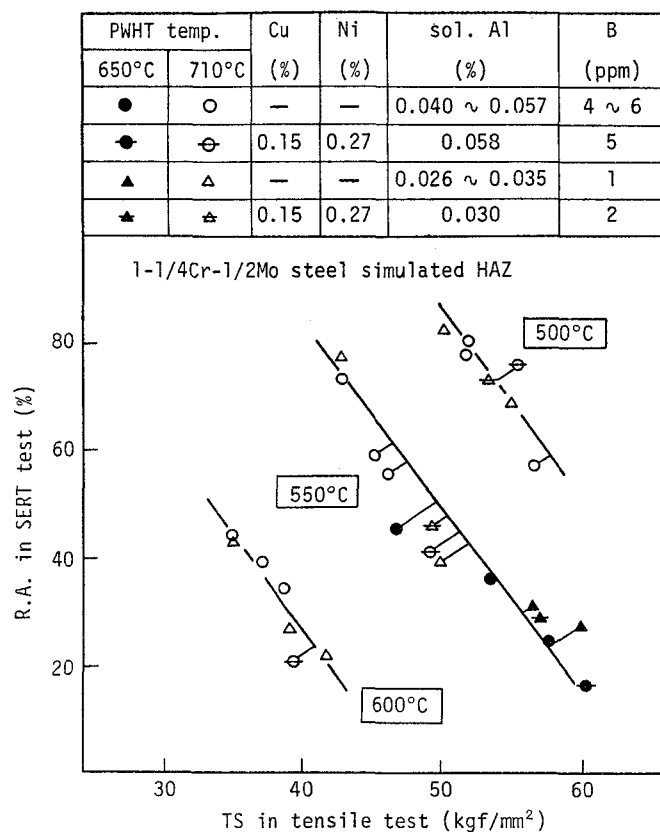


Fig. 4-12 Relation between tensile strength in tensile test and R.A. in SERT test of simulated HAZ of 1-1/4Cr-1/2Mo steel

上昇が破断絞り値を低下させる傾向を示しており、粒内強度の上昇により粒界へのひずみ集中が促進され、粒界破壊を起こすことによって破断絞り値の低下をもたらしたと考えられる。

Fig. 4-13に550°CでのSERT試験及びクリープ破断試験の破断絞り値と硬さとの関係を示した。SERT試験及びクリープ破断試験の破断絞り値は硬さの上昇に伴って減少した。硬さも、Fig. 4-12の高温引張強さの場合と同様に、粒内強度との間に良好な相関関係があると考えられる。したがって、クリープ破断試験においても、粒内強度の上昇が破断絞り値を低下させる傾向を示しており、破断絞り値と硬さとの間の直線関係の傾きは二つの試験法で差は認められなかった。この結果からも、SERT試験はクリープ割れ感受性の比較評価に有効であると考えられる。また、Fig. 4-12及びFig. 4-13はA1-B処理を行った鋼及び行っていない鋼の結果を含んでいるが、A1-B処理の有無にかかわらず同じ直線関係であらわされることが認められた。

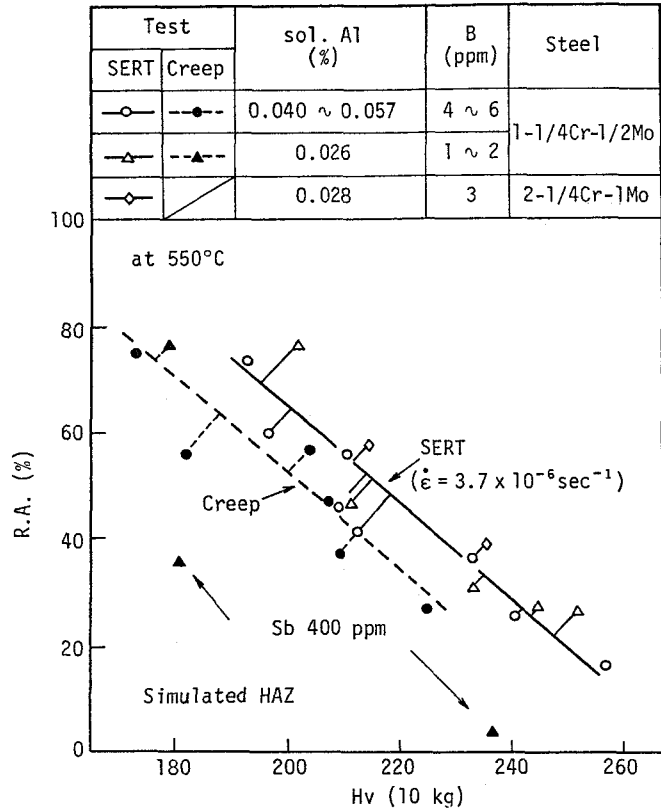
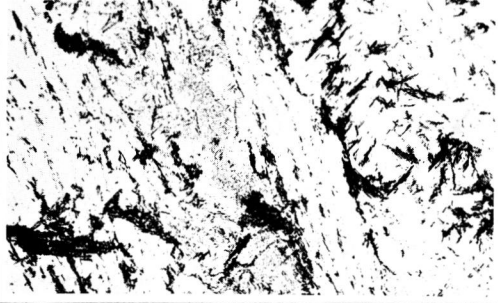
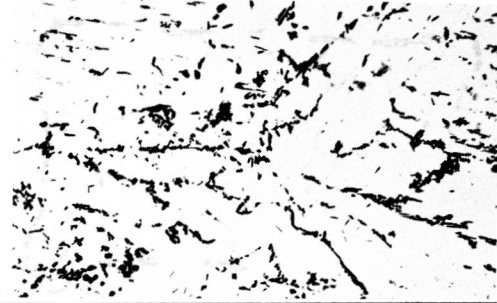
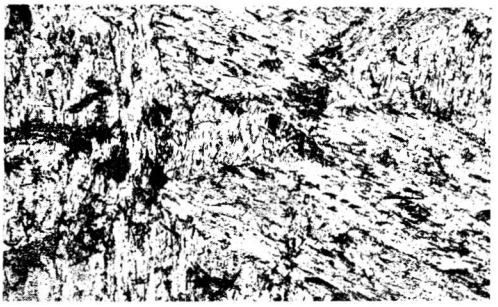
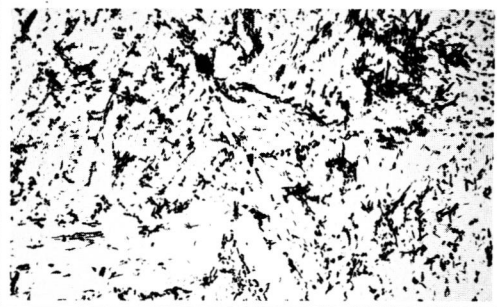
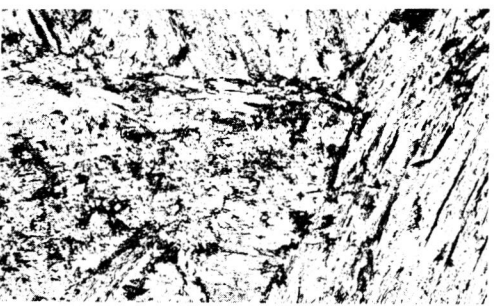
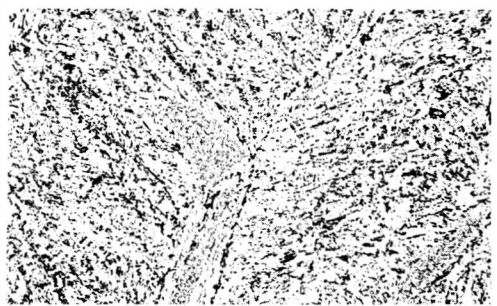
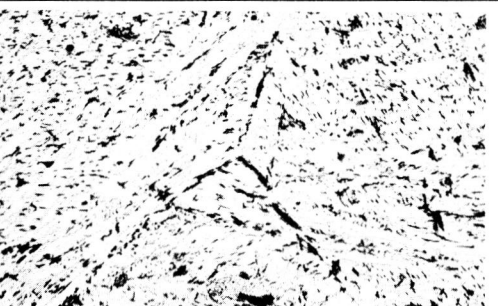
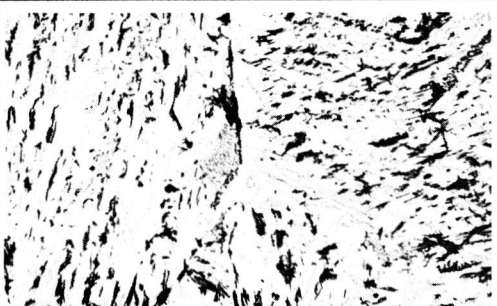


Fig. 4-13 Relation between R.A. and hardness of simulated HAZ in SERT and creep rupture test of 1-1/4Cr-1/2Mo and 2-1/4Cr-1Mo steel

更に、Fig. 4-13の中にはP量の低い1/4Cr-1/2Mo鋼(鋼A, P=0.007%)に関する結果も含んでいるが、鋼Aの結果も他の鋼(P≐0.015%)の結果と同じ直線関係であらわされており、この程度のP量の差はクリープ割れ感受性に影響を及ぼさないものと考えられる。しかし、Sbを多く含む(0.040%)1/4Cr-1/2Mo鋼(鋼I)は、同じ硬さで比較するとSb量の少ない他の鋼(Sb≐0.001%)より破断絞り値が低く、これはSbの粒界偏析による粒界ぜい化の影響によると考えられる。

Fig. 4-14に再現HAZの抽出レプリカ法による電子顕微鏡組織を示した。1/4Cr-1/2Mo鋼の粒内の炭化物の分布状況はC量の増加(0.10%から0.15%)に伴い密になる。また、炭化物の形状はPWHT温度の上昇(650°Cから710°C)により球状化、粗大化が進むが、C量の増加に伴い球状化、粗大化の程度が少なくなる。したがって、C量の高い鋼はこのような炭化物の密な分布により粒内強度が上昇したと考えられる。2/4Cr-1Mo鋼(鋼J, C=0.12%)は炭化物の分布状況がC量の低い1/4Cr-1/2Mo鋼(鋼A, C=

[A]  1-1/4Cr -1/2Mo 0.10C		
[B]  1-1/4Cr -1/2Mo 0.13C		
[D]  1-1/4Cr -1/2Mo 0.15C 0.15Cu		
[J]  2-1/4Cr -1Mo		
Steel PWHT	650°C	710°C

5μm

Fig. 4-14 Electron micrographs of simulated HAZ (carbon extraction replica)



0.10%あるいは鋼B、C=0.13%)に類似しており、鋼D(C=0.15%)に比べて粒内強度が低いため、高い破断絞り値を示したと考えられる。また、粒界の炭化物は、PWHT温度710°Cの場合で比較すると、C量の高い鋼Dでは連続した形態になり、C量の低下に伴って間隔が広がる。粒界の炭化物を核としたボイド生成に関する機構は明らかではないが、連続した炭化物の形態がボイドの生成、成長を容易にすることが考えられる。<sup>61)~63)</sup>

以上のように、Cr-Mo鋼溶接部のクリープ割れ感受性は、HAZの硬さの上昇(粒内強度の上昇)による粒界へのひずみ集中の促進によって上昇すると考えられる。したがって、HAZの析出硬化の抑制はクリープ割れの防止に有効と考えられる。

## 2-4. まとめ

本節ではCr-Mo鋼溶接部のクリープ割れ感受性に及ぼす析出硬化特性の影響を知るため、クリープ割れ感受性が高いとされる1¼Cr-½Mo鋼及びクリープ割れ感受性が低いとされる2¼Cr-1Mo鋼に関して化学組成(主にC量)及びPWHT温度の影響を検討し、以下の結果を得た。

- (1) Cr-Mo鋼溶接部のクリープ割れ感受性は、クリープ破断試験あるいはクリープ温度域(500~600°C)でのSERT試験の破断絞り値で相対比較評価し得ると考えられる。
- (2) クリープ割れ感受性は、PWHT温度の上昇(650°Cから710°C)により大きく低減し、C量の低下(0.16%から0.10%)によっても低減した。
- (3) クリープ割れ感受性は、粒内強度の上昇により増加する傾向を示した。これは、粒内強度の上昇により粒界へのひずみ集中が促進され、粒界破壊が起こりやすくなった結果、クリープ割れ感受性が増加させられたためであると考えられる。

以上の結果から、HAZの析出硬化の抑制はクリープ割れの防止に有効であると考えられる。しかし、クリープ割れ感受性は、不純物元素の粒界偏析による粒界ぜい化により増加することが示されており、本研究でもSb添加(0.040%)により増加した。更にPは、粒界へのMo-P化合物の析出により、粒界近傍のMo<sub>2</sub>Cを減少させてクリープ速度を上昇させることが示されており、粒界ぜい化以外の影響も考えられる。<sup>65)</sup>したがって、クリープ割れ防止対策はこれら不純物元素の低減を同時に行うことにより、更に有効になると考えられる。

### 第3節 AI-B処理による1¼Cr-½Mo鋼溶接部のクリープ割れ感受性の改善

#### 3-1. まえがき

前節において、クリープ割れ感受性は PWHT 温度の上昇により大きく低減し、C量の低下によっても低減することを示した。しかし、1¼Cr-½Mo鋼は厚肉材（板厚約50mm以上）で規格強度（常温引張強さ $\geq 53\text{kgf/mm}^2$ ，常温降伏強さ $\geq 32\text{kgf/mm}^2$ ）を満足することが難しいため、C量を規格上限に近い量とし（約0.15～0.17%），かつCu及びNiを添加して焼入性を向上し、更に、PWHT条件を制限して（焼もどしパラメーター $\leq 19.5$ ，例えばPWHT時間10hの場合PWHT温度 $656^\circ\text{C}$ 以下）強度，靱性の低下を防止してきた経緯がある。したがって、1¼Cr-½Mo鋼溶接部のクリープ割れ感受性の改善を行うためには、C量を低下し、PWHT温度を上昇しても鋼材の強度及び靱性を確保する手段が必要であり、この観点から、AI-B処理は有効な手段であると考えられる。

そこで、本節ではAI-B処理による強度上昇効果を用いて、1¼Cr-½Mo鋼溶接部のクリープ割れ感受性を低減させることを検討した。

#### 3-2. 実験方法

Table 4-2 に供試鋼の化学組成を示した。供試鋼はAI-B処理を行った1¼Cr-½Mo鋼（鋼SA～鋼SF，鋼SL～鋼SO，鋼A～鋼D）及びAI-B処理を行っていない1¼Cr-½Mo鋼（鋼SG～鋼SK，鋼SP，鋼SQ，鋼E～鋼H）において、主にC量を変化させた（0.07～0.17%）鋼である。また、Cu及びNiを添加した鋼も供試鋼として用いた。

供試鋼は200kg大気中高周波溶製を行った後、熱間圧延を行って板厚50mmとした。鋼板の熱処理条件は $930^\circ\text{C} \times 1\text{h}$ 加熱後空冷の焼ならし処理及び $710^\circ\text{C} \times 8\text{h}$ 加熱後炉冷のPWHTとした。更に、鋼C，鋼F及び鋼Hは、機械的特性に及ぼす板厚の影響を検討するため、 $930^\circ\text{C} \times 1\text{h}$ 加熱後板厚100，150及び200mm相当の空冷の焼ならし処理（ $t_{500}^{800}$ はそれぞれ順に7.3，5.3及び3.5 $^\circ\text{C}/\text{min}$ ）及び $710^\circ\text{C} \times 8\text{h}$ 加熱後炉冷のPWHTを行った。引張試験片{ $6\text{mm}\phi \times 30\text{mm}^l$  (G.L.)}及びシャルピー衝撃試験片は板厚中心部，圧延方向より採取して試験に供した。

Table 4-2 Chemical compositions of materials used (wt %)

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	sol.Al	B	N	O
SA	0.07	0.66	0.62	0.007	0.006	—	—	1.39	0.54	0.062	0.0005	0.0061	0.007
SC	0.13	0.58	0.57	0.007	0.005	—	—	1.32	0.50	0.063	0.0008	0.0062	0.006
SD	0.17	0.66	0.61	0.007	0.006	—	—	1.40	0.54	0.071	0.0003	0.0072	0.005
SE	0.11	0.64	0.59	0.007	0.005	—	—	1.33	0.43	0.058	0.0005	0.0077	0.004
SF	0.12	0.65	0.61	0.008	0.006	—	—	1.36	0.66	0.055	0.0009	0.0067	0.006
SG	0.10	0.62	0.59	0.007	0.009	—	—	1.37	0.52	0.030	0.0001	0.0083	0.010
SH	0.13	0.65	0.58	0.006	0.009	—	—	1.42	0.54	0.026	0.0001	0.0089	0.006
SI	0.16	0.66	0.62	0.008	0.011	—	—	1.40	0.54	0.025	0.0001	0.0051	0.010
SJ	0.12	0.63	0.60	0.008	0.010	0.19	0.29	1.39	0.56	0.025	0.0003	0.0058	0.005
SK	0.14	0.66	0.60	0.007	0.011	0.20	0.31	1.43	0.55	0.034	0.0003	0.0067	0.006
SL	0.14	0.61	0.60	0.007	0.006	—	—	1.32	0.46	0.042	0.0007	0.0062	0.005
SM	0.14	0.65	0.59	0.009	0.006	—	—	1.39	0.63	0.051	0.0008	0.0093	0.007
SN	0.14	0.65	0.61	0.002	0.007	—	—	1.39	0.55	0.066	0.0007	0.0072	0.009
SO	0.14	0.66	0.61	0.021	0.007	—	—	1.39	0.55	0.066	0.0009	0.0066	0.005
SP	0.13	0.66	0.61	0.003	0.007	—	—	1.40	0.55	0.025	0.0001	0.0069	0.005
SQ	0.13	0.62	0.60	0.021	0.011	—	—	1.35	0.51	0.021	0.0002	0.0076	0.005
A	0.10	0.64	0.60	0.007	0.006	—	—	1.38	0.53	0.040	0.0004	0.0069	0.005
B	0.13	0.62	0.51	0.014	0.008	—	—	1.28	0.56	0.050	0.0006	0.0084	0.007
C	0.15	0.65	0.62	0.015	0.009	—	—	1.44	0.61	0.057	0.0004	0.0094	0.005
D	0.15	0.64	0.60	0.015	0.009	0.15	0.27	1.38	0.60	0.058	0.0005	0.0099	0.006
E	0.14	0.62	0.50	0.014	0.008	—	—	1.28	0.56	0.035	0.0001	0.0095	0.008
F	0.15	0.65	0.63	0.014	0.008	—	—	1.38	0.59	0.026	0.0001	0.0105	0.004
H	0.15	0.65	0.61	0.015	0.008	0.15	0.27	1.37	0.60	0.030	0.0002	0.0102	0.006

### 3-3. 1 ¼ Cr-½ Mo 鋼の機械的特性に及ぼす Al-B 処理, C 量及び Cu, Ni 添加の影響

Fig. 4-15 に板厚 50 mm の 1 ¼ Cr-½ Mo 鋼の常温強度及び靱性に及ぼす C 量, Cu, Ni 添加及び Al-B 処理の影響を示した。 Al-B 処理を行った鋼 (sol. Al = 0.040 ~ 0.071 %, B = 3 ~ 9 ppm, ○印) は Al-B 処理を行っていない鋼 (sol. Al = 0.021 ~ 0.030 %, B = 1 ~ 2 ppm, ◊印) に比べて強度が高く, Cu, Ni 添加を行った鋼 (▲印) は Al-B 処理鋼と同等の強度が得られた。 また, 規格引張強さ (TS ≥ 53 kgf/mm<sup>2</sup>) を満足するために必要な C 量は, Al-B 処理鋼では 0.10 % 以上, Al-B 処理を行っていない鋼では 0.15 % 以上であった。 一方, 靱性は C 量の減少に伴い向上し, Cu, Ni 添加及び Al-B 処理の影響は認められなかった。

Fig. 4-16 に鋼 C, 鋼 F 及び鋼 H の常温引張特性に及ぼす板厚の影響を示した。 これらの鋼の C 量はすべて 0.15 % で同一である。 3 鋼種共に, 引張強さ及び降伏強さは板厚

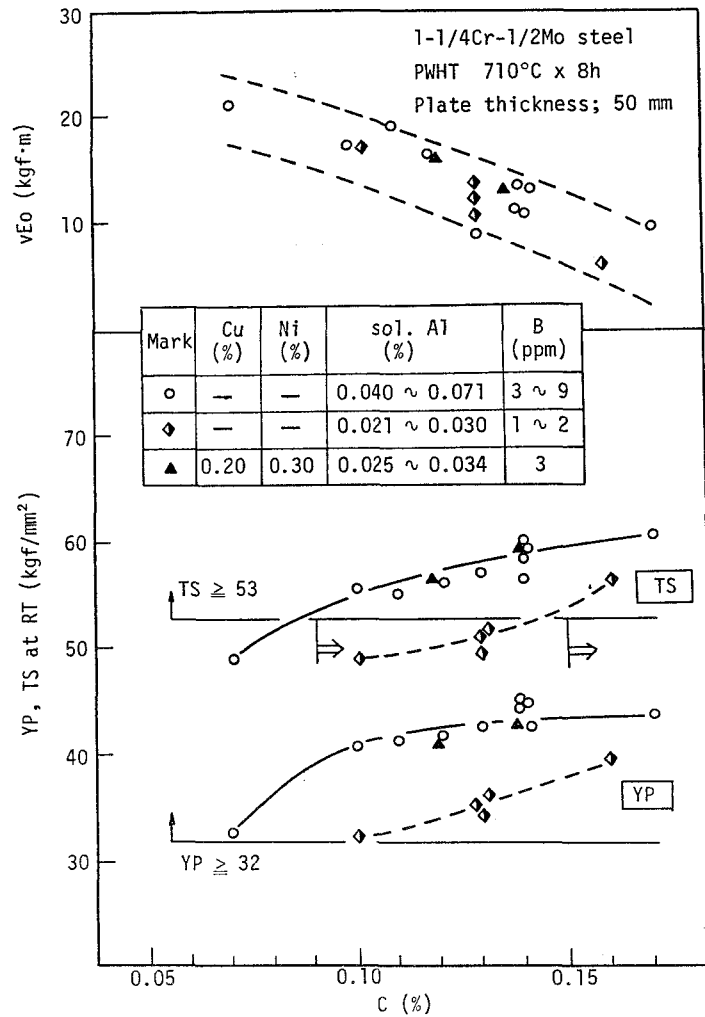


Fig. 4-15 Effect of C, Cu, Ni, sol. Al and B content on tensile properties and toughness of 1-1/4Cr-1/2Mo steel

の増加 ( $t_{800}^{800}$  の減少) に伴って低下した。特に、Al-B処理を行っていない鋼 F (sol. Al = 0.026%, B = 1ppm) の降伏強さは板厚の増加に伴って大きく低下し、板厚 100mm を超えると規格 (YP  $\geq$  32 kgf/mm<sup>2</sup>) を満足しなかった。また、Al-B処理鋼及び Cu, Ni 添加鋼は板厚 200mm まで規格強度を満足するが、Cu, Ni 添加鋼は板厚の増加に伴う強度の低下が大きく、板厚の増加に伴って焼もどしパラメータが増加 (PWHT 時間が増加) した場合、規格強度を満足しないことが考えられる。このように、Al-B処理は厚肉材の板厚中心部でも良好な焼入性が得られることが認められた。

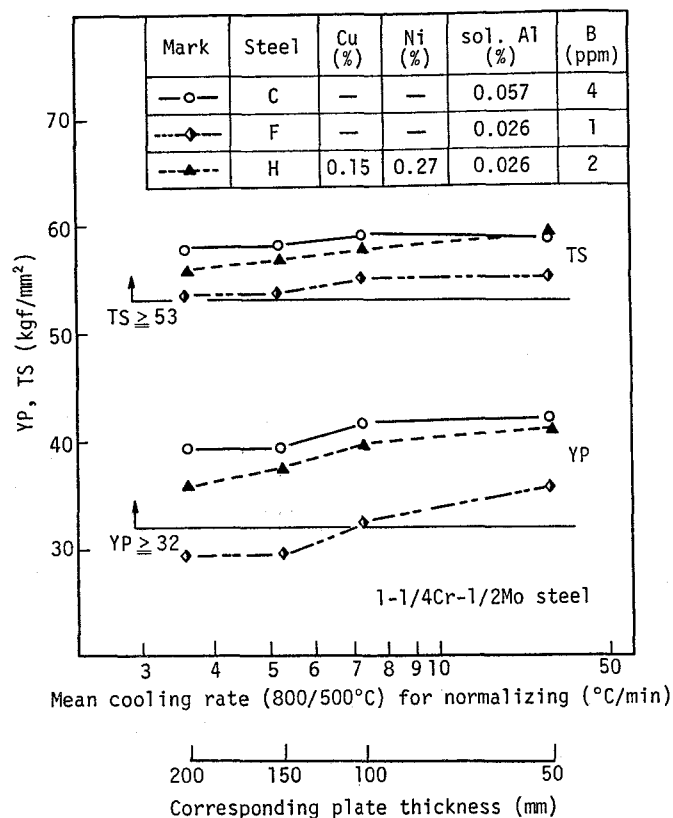


Fig. 4-16 Effect of plate thickness on tensile properties at room temperature of 1-1/4Cr-1/2Mo steel

Fig. 4-17 に前節で得られた再現 HAZ の 550°C の引張強さ (TS of simulated HAZ at 550°C) と母材の常温引張強さ (TS of base metal at RT) との関係を示した。 Al-B 処理を行った鋼 (●, ○, ●, ○印) は, Al-B 処理を行っていない鋼 (▲, △, ▲, △印) に比べて, 同じ再現 HAZ の引張強さで比較すると, 母材の引張強さが高い。この結果から, Al-B 処理は母材の強度を大きく上昇させるが, HAZ の強度をあまり上昇させないことが考えられる。逆に, 母材が規格引張強さ (TS ≥ 53 kgf/mm<sup>2</sup>) を満足すると, HAZ の引張強さは, Al-B 処理鋼が約 39 kgf/mm<sup>2</sup> 以上, Al-B 処理を行っていない鋼が約 48 kgf/mm<sup>2</sup> となる。このことは, Al-B 処理は, 母材の機械的特性を損うことなく HAZ の引張強さあるいは硬さを低減し得ることを示しており, クリープ割れ感受性の低減に有効であると考えられる。

Fig. 4-18 に 1 1/4 Cr - 1/2 Mo 鋼溶接部におけるクリープ割れの発生状況を模式化して示

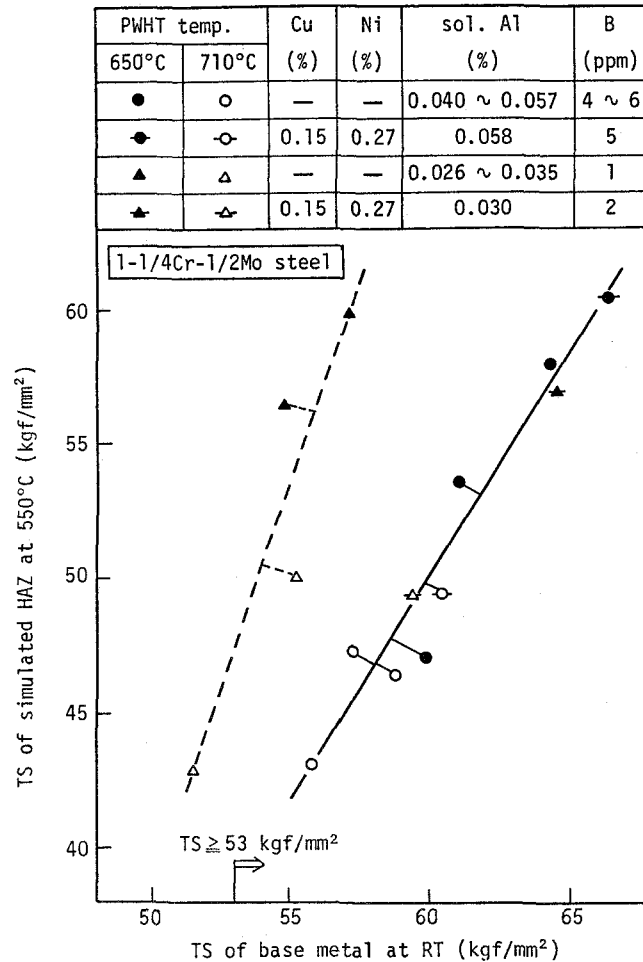


Fig. 4-17 Relation between tensile strength of base metal at room temperature and tensile strength of simulated HAZ at 550°C of 1-1/4Cr-1/2Mo steel

した。 Fig. 4-18 の(a)は従来の 1 ¼ Cr - ½ Mo 鋼の例である。従来の 1 ¼ Cr - ½ Mo 鋼は母材がフェライト + ベイナイト組織であり、引張強さあるいは硬さが低く（約 Hv 160）、規格強度を満足するためには PWHT 温度の制限（例えば 675°C 以下）が必要であった。その結果、HAZ は硬さが高く（例えば、Hv 250 以上）、粒内強度が高くなるため粒界へのひずみ集中が促進され、クリープ割れが発生しやすい状況であったと考えられる。一方、Fig. 4-18 の(b)は Al-B 処理 1 ¼ Cr - ½ Mo 鋼の例である。Al-B 処理 1 ¼ Cr - ½ Mo 鋼は母材が B による焼入性向上効果によりベイナイト組織となって硬さが高く、PWHT 温度が高くても（例えば 700°C 以上）規格強度を満足する（そのときの硬さは約 Hv 180）。しかし、HAZ は PWHT 温度が高いために硬さが低く（例えば Hv 220 以下）、クリープ割れ感受性が低減されるものと考えられる。

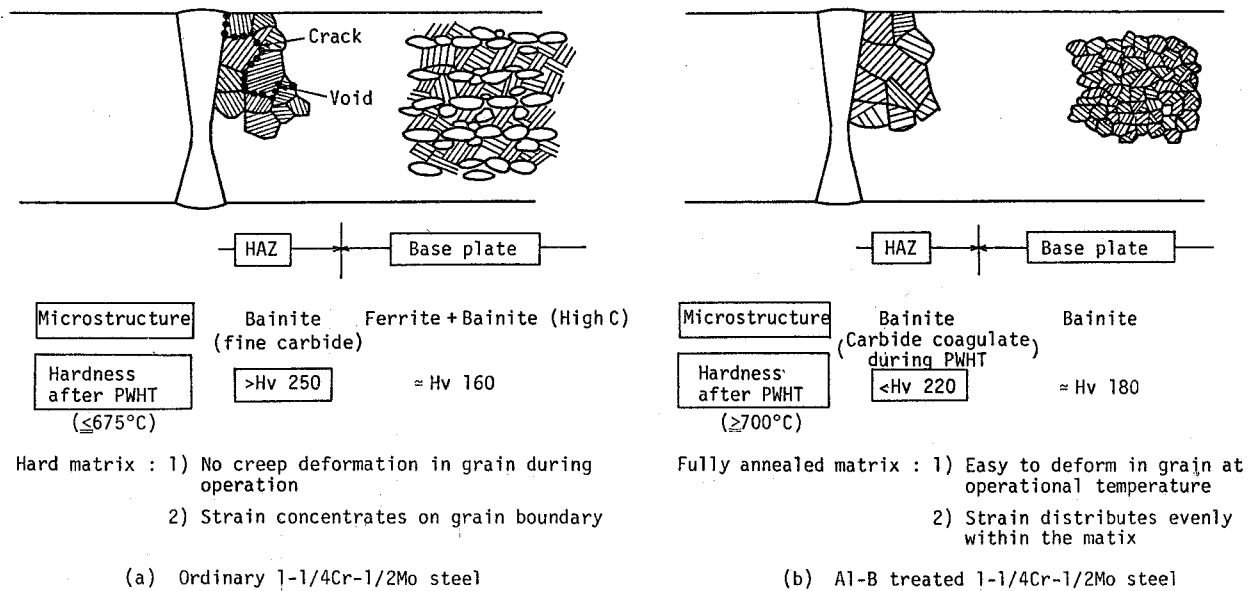


Fig. 4-18 Schematic illustration for initiation of creep cracking

### 3-4. まとめ

本節では Al-B 処理による  $1\frac{1}{4}\text{Cr}-\frac{1}{2}\text{Mo}$  鋼溶接部のクリープ割れ感受性改善効果について検討し、以下の結果を得た。

- (1) Al-B 処理は  $1\frac{1}{4}\text{Cr}-\frac{1}{2}\text{Mo}$  鋼の強度上昇に有効であり、Al-B 処理  $1\frac{1}{4}\text{Cr}-\frac{1}{2}\text{Mo}$  鋼は板厚が増加しても (50 mm から 200 mm) 高い強度が得られた。これに対して、Cu, Ni 添加の  $1\frac{1}{4}\text{Cr}-\frac{1}{2}\text{Mo}$  鋼は板厚 50 mm では Al-B 処理  $1\frac{1}{4}\text{Cr}-\frac{1}{2}\text{Mo}$  鋼と同等の強度が得られるが、板厚が増加した場合、Al-B 処理  $1\frac{1}{4}\text{Cr}-\frac{1}{2}\text{Mo}$  鋼に比べて強度が低くなった。
- (2) Al-B 処理は、 $1\frac{1}{4}\text{Cr}-\frac{1}{2}\text{Mo}$  鋼において、母材の機械的特性を損うことなく HAZ の硬さを低下させ得るため、クリープ割れ感受性の改善に有効である。

B 原子そのもののクリープ割れ感受性への影響は、Fig. 4-12 あるいは Fig. 4-13 に示したように明らかにはならなかった。しかし、 $\frac{1}{2}\text{Mo}$  鋼に関する報告では、B がクリープ破断延性を向上させることが示されており、<sup>67)</sup> B 原子によるクリープ割れ感受性の改善も期待できると考えられる。

#### 第4節 結 論

本章では Cr-Mo 鋼溶接部のクリープ割れ感受性に及ぼす析出硬化特性の影響及び溶接部の軟化によるクリープ割れ感受性の改善を検討した。

本章で得られた主な結論は次のとおりである。

- (1) Cr-Mo 鋼溶接部のクリープ割れ感受性は、クリープ破断試験あるいはクリープ温度域（500～600℃）での SERT 試験での破断絞り値で相対評価し得ると考えられる。
- (2) クリープ割れ感受性は、PWHT 温度の上昇（650℃から 710℃）により大きく低減し、C 量の低下（0.16%から 0.10%）によっても低減した。
- (3) クリープ割れ感受性は、粒内強度の上昇により増加する傾向を示した。これは、粒内強度の上昇により粒界へのひずみ集中が促進され、粒界破壊が起こりやすくなった結果、クリープ割れ感受性が高くなったためと考えられる。
- (4) Al-B 処理は  $1\frac{1}{4}$ Cr- $\frac{1}{2}$ Mo 鋼の強度上昇に有効であり、Al-B 処理  $1\frac{1}{4}$ Cr- $\frac{1}{2}$ Mo 鋼は板厚が増加しても（50mmから 200mm）高い強度が得られた。これに対して、Cu, Ni 添加の  $1\frac{1}{4}$ Cr- $\frac{1}{2}$ Mo 鋼は、板厚 50mm では Al-B 処理  $1\frac{1}{4}$ Cr- $\frac{1}{2}$ Mo 鋼と同等の強度が得られるが、板厚が増加した場合、Al-B 処理  $1\frac{1}{4}$ Cr- $\frac{1}{2}$ Mo 鋼に比べて強度が低くなった。
- (5) Al-B 処理は、 $1\frac{1}{4}$ Cr- $\frac{1}{2}$ Mo 鋼において、母材の機械的特性を損うことなく HAZ の硬さを低下させ得るため、クリープ割れ感受性の改善に有効である。



## 第5章 Al-B処理による2¼Cr-1Mo鋼の焼もどしぜい化感受性の改善

### 第1節 緒言

低合金圧力容器用鋼は高温長時間操業中に焼もどしぜい化による靱性劣化がおこることが知られている。<sup>6)</sup> この原因は、結晶粒界への不純物元素(P, Sb, Sn, As)の偏析によることではほぼ意見の一致を見ている。<sup>43)</sup> また、最も焼もどしぜい化感受性の高い鋼種は2¼Cr-1Mo鋼及び3Cr-1Mo鋼とされている。<sup>6)</sup> 中でも2¼Cr-1Mo鋼は、石油精製プラントの重油脱硫装置などに広く実用化されていることから、焼もどしぜい化抑制の研究が多く行われている。これらの研究によると、不純物元素の偏析を促進する元素はSi及びMnあるいはC, Cr及び0.5%以上のMo<sup>7),8)</sup>が挙げられている。

これらの研究結果を基に、2¼Cr-1Mo鋼の実用鋼は粒界偏析元素の量及びSi量の低減(約0.10%以下)により焼もどしぜい化を抑制している。<sup>46)~48)</sup> しかし、Si量の低減は強度低下をもたらす、特に厚肉材の強度を大きく下げる。低Si化による強度低下を補う手段は焼ならし処理に代る水焼入れ処理が用いられているが、<sup>47)</sup>熱間加工を行って用いられる鋼板は焼ならし処理後空冷の状態では強度を確保することが望ましい。

第2章で、Al-B処理は2¼Cr-1Mo鋼の強度上昇に有効であることが明らかになった。また、Al-B処理2¼Cr-1Mo鋼は、低Si化(0.09%)を行っても、板厚150mm程度まで焼ならし処理で常温の規格強度を満足することが認められた。

しかし、圧力容器は運転温度の許容応力で設計されることがある。例えば、2¼Cr-1Mo鋼は、最も多く使用される温度である800°F(427°C)のASMEの許容応力の4倍の値(427°Cの引張強さ $\geq 47.5\text{kgf}/\text{mm}^2$ )を満足するためには、常温の引張強さは59kgf/mm<sup>2</sup>以上必要であるとされている。Fig. 2-10に見られたように、低Si(0.09%)2¼Cr-1Mo鋼はAl-B処理を行っても、常温引張強さを59kgf/mm<sup>2</sup>以上とすることは難しい。これに対して、Mnは2¼Cr-1Mo鋼の焼もどしぜい化感受性に対してSiと同等の影響を及ぼすとされているが、<sup>6)</sup>2¼Cr-1Mo鋼の機械的特性に対する影響が明らかではなかった。

そこで、本章ではAl-B処理による強度上昇効果を用い、Mn量の低減によって2¼Cr-1Mo鋼の焼もどしぜい化感受性を低減させることを検討した。

## 第2節 実験方法

Table 5-1に供試鋼の化学組成を示した。供試鋼はA1-B処理を行った $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼(鋼C~鋼I)においてSi量(0.07~0.44%)及びMn量(0.34~0.54%)を変化させた鋼及び、A1-B処理を行っていない $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼(鋼A, 鋼B)においてSi量(0.08~0.42%)を変化させた鋼である。 $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼の焼もどしぜい化感受性はJ-factor<sup>6)</sup>{=(Si+Mn)×(P+S<sub>n</sub>)×10<sup>4</sup>}で評価できることが示されている。本実験の供試鋼は、S<sub>n</sub>量がすべて0.001%以下と少なく、焼もどしぜい化感受性に及ぼすS<sub>n</sub>の影響は小さいと考えられる。そこで、焼もどしぜい化感受性は、J-factorを簡略化したJ' {=(Si+Mn)×P×10<sup>4</sup>}を用いて評価した。供試鋼のJ'をTable 5-1に同時に示した。

供試鋼は、100kg大気中高周波溶製(鋼A~鋼E)及び50kg真空中高周波溶製(鋼F~鋼I)を行った後、熱間圧延を行って板厚15mmとした。鋼板の熱処理条件は、950°C×30min加熱後板厚50, 100及び200mm相当の空冷の焼ならし処理( $t_{500}^{800}$ はそれぞれ順に15.8, 7.3及び3.5°C/min)及び710°C×10h加熱後炉冷のPWHTとした。再現HAZは板厚15mmで、1250°C×1min加熱後油焼入れ(800~500°Cの冷却時間が20s)のHAZ再現処理及び710°C×10h加熱炉冷のPWHTを行って再現した。焼もどしぜい化特性は上記の熱処理に加えてステップ・クーリング<sup>18)</sup>処理を行って評価した。Fig. 5-1にステップ・クーリング処理の熱サイクルを示した。引張試験片{8.5mm $\phi$ ×50mm<sup>l</sup>(G.L.)}及びシャルピー衝撃試験片は板厚中心部、圧延方向より採取して試験に供した。

Table 5-1 Chemical compositions of materials used (wt %)

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	sol.Al	B	N	O	J'*
A	0.13	0.08	0.49	0.011	0.005	0.19	0.19	2.36	1.05	0.022	0.0001	0.0133	0.005	63
B	0.14	0.42	0.49	0.018	0.006	0.01	0.02	2.39	1.04	0.017	0.0002	0.0092	0.009	164
C	0.12	0.09	0.54	0.010	0.007	0.01	0.03	2.41	1.00	0.036	0.0004	0.0122	0.005	63
D	0.12	0.24	0.51	0.009	0.006	0.01	0.02	2.39	1.03	0.052	0.0005	0.0101	0.010	68
E	0.14	0.44	0.53	0.012	0.007	0.01	0.02	2.39	1.05	0.027	0.0002	0.0095	0.006	116
F	0.13	0.07	0.51	0.012	0.004	0.01	0.01	2.29	1.00	0.045	0.0005	0.0109	0.001	70
G	0.14	0.24	0.52	0.012	0.004	0.01	0.01	2.38	1.02	0.063	0.0006	0.0112	0.001	91
H	0.13	0.07	0.34	0.012	0.004	0.01	0.01	2.38	1.02	0.054	0.0006	0.0094	0.002	49
I	0.14	0.24	0.35	0.013	0.004	0.01	0.01	2.40	1.04	0.063	0.0006	0.0099	0.002	77

\* J' = (Si + Mn) × p × 10<sup>4</sup>

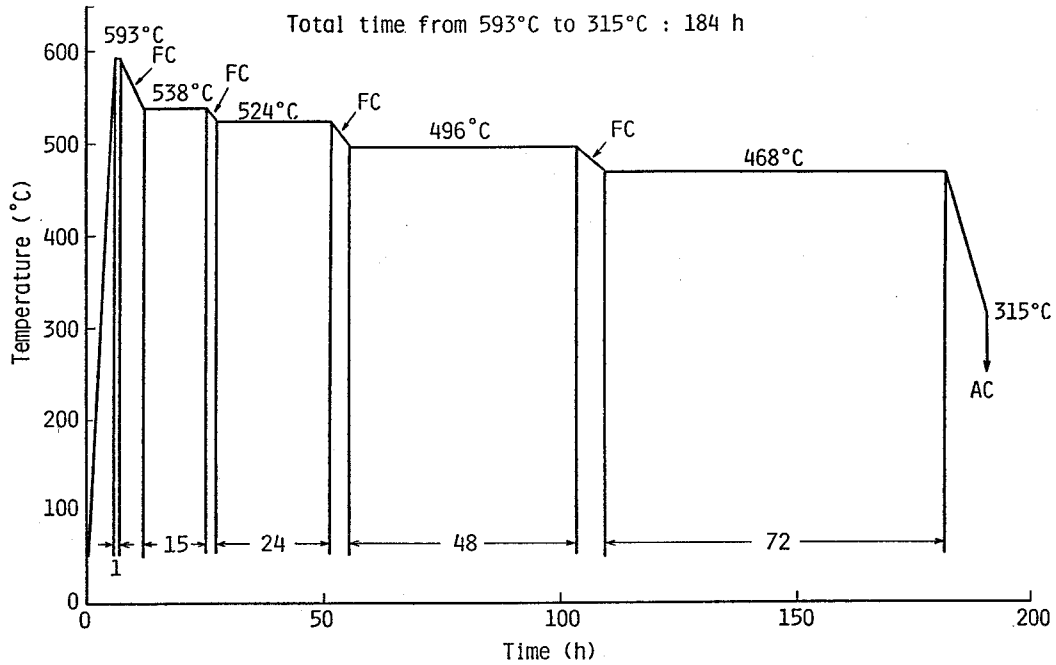


Fig. 5-1 Heat cycles for step cooling treatment

第3節 A1-B 処理 2¼Cr-1Mo 鋼の機械的特性に及ぼす Si 及び Mn 量の影響

Fig. 5-2 に A1-B 処理 2¼Cr-1Mo 鋼母材の常温強度及び靱性に及ぼす Si 及び Mn 量の影響を示した。 Si 量の低減 (0.24% から 0.07%) は, Mn 量が低い場合 (約 0.35%) 及び高い場合 (約 0.52%) 共に, 強度を低下 (約 2~6 kgf/mm<sup>2</sup>) させた。 一方, Mn 量の低減 (約 0.52% から約 0.35%) は, Si 量が高い場合 (0.24%), 強度をほとんど変化させず, Si 量が低い場合 (0.07%), かえって強度を上昇 (約 2 kgf/mm<sup>2</sup>) させた。 また, 靱性に及ぼす Si 及び Mn 量の影響は少なかったが, Si 量が 0.24% で板厚 100mm の場合, 靱性は Mn 量の低減に伴って若干劣化した。

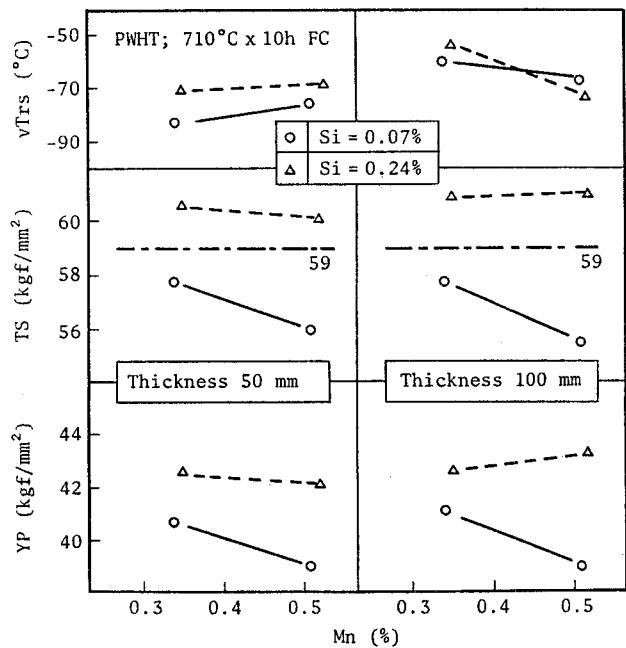


Fig. 5-2 Effect of Si and Mn content on mechanical properties of A1-B treated 2-1/4Cr-1Mo steel

Fig. 5-3 に Fig. 5-2 の結果を含めて A1-B 処理 2¼Cr-1Mo 鋼母材の

常温強度及び靱性に及ぼす板厚の影響を示した。強度は板厚の影響をほとんど受けないが、鋼 I (Si=0.24%, Mn=0.35%) は板厚 200mm で強度低下が認められた。また、靱性は板厚の増加に伴って若干劣化する傾向を示した。 Fig. 5-3 から、低 Si 2¼Cr-1Mo 鋼 (鋼 F 及び鋼 H, Si=0.07%) は A1-B 処理を行っても、常温引張強さを 59kgf/mm<sup>2</sup>以上とするためには、2¼Cr-1Mo 鋼の Si 量を約 0.25%以上とし、A1-B 処理を行うことが必要であることが認められた。

Fig. 5-4 に A1-B 処理 2¼Cr-1Mo 鋼母材の光学顕微鏡組織を示した。組織はいずれも大部分がベイナイト組織であり、Si 及び Mn 量による相異は認められなかった。Si 及び Mn は、焼ならし時の焼入性向上に有効であるが、A1-B 処理により焼入性を向上させた場合、本実験の範囲の変化では焼入性に影響を及ぼさないものと考えられる。

また、Si 及び Mn は固溶硬化によって鋼の強度を上昇させることが知られており、本実験の範囲では、Si 量の低減 (0.24% から 0.07%) による強度低下が顕著であったが、Mn 量の低減 (約 0.52% から約 0.35%) による強度低下は認められなかった。したがって、低 Si 化 (約 0.10% 以下) は固溶硬化能の減少によって強度低下をもたらしたものと考えられる。

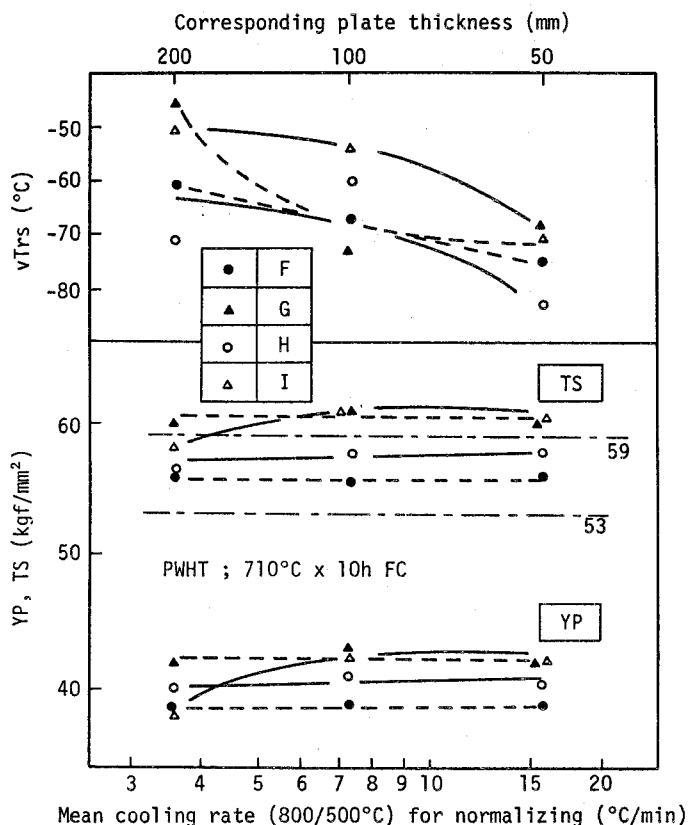


Fig. 5-3 Effect of Si and Mn content on mechanical properties of A1-B treated 2-1/4Cr-1Mo steel  
(F : Si = 0.07%, Mn = 0.51%  
G : Si = 0.24%, Mn = 0.52%,  
H : Si = 0.07%, Mn = 0.34%  
I : Si = 0.24%, Mn = 0.35%)

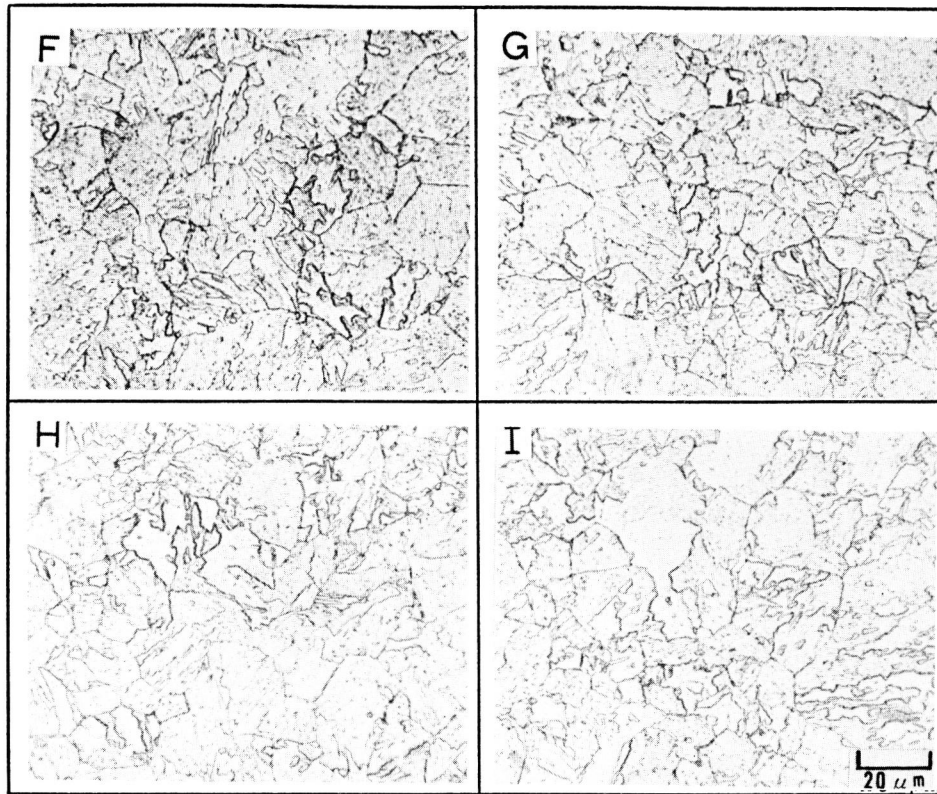


Fig. 5-4 Optical microstructures of Al-B treated 2-1/4Cr-1Mo steel base metal  
 (100 mm<sup>t</sup>, 950°C Normalizing + 710°C x 10 h FC)  
 (F : Si = 0.07%, Mn = 0.51%  
 G : Si = 0.24%, Mn = 0.52%  
 H : Si = 0.07%, Mn = 0.34%  
 I : Si = 0.24%, Mn = 0.35%)

#### 第4節 2¼Cr-1Mo鋼の焼もどしぜい化感受性に及ぼす Si, Mn量及びAl-B処理の影響

Fig. 5-5に2¼Cr-1Mo鋼のステップ・クーリング処理による焼もどしぜい化量 { $\Delta vTrs = vTrs$ (ステップ・クーリング処理後) -  $vTrs$ (ステップ・クーリング処理前) と記す} と  $J'$ との関係を示した。 Fig. 5-5の再現HAZの結果は、鋼F~鋼I(Al-B処理鋼)に関する値である。  $\Delta vTrs$ と  $J'$ との間には良好な相関関係が見られ、母材及び再現HAZ共に、 $\Delta vTrs$ は  $J'$ の増加に伴って増加した。 また、母材の  $\Delta vTrs$ と  $J'$ との関係に及ぼすAl-B処理の影響は認められなかった。 Al-B処理は初析フェライトの析出を抑制し、ベイナイト組織とすることにより、Fig. 2-13に示したように組織を若干微細化した。 しかし、焼もどしぜい化感受性に及ぼすAl-B処理の影響が認められなかったことから、この程度の粒径の差は焼もどしぜい化感受性に影響を及ぼさないと考えられる。

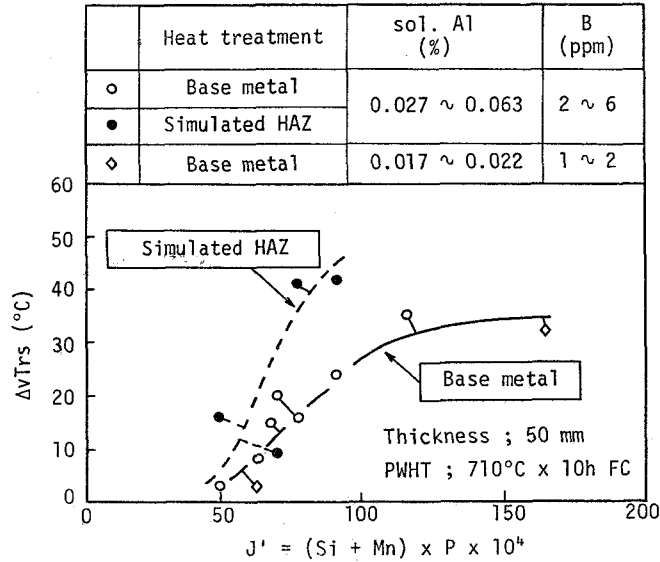


Fig. 5-5 Relation between  $J'$  and  $\Delta vTrs$  of base metal and simulated HAZ of 2-1/4Cr-1Mo steel

また、再現 HAZ は、同一  $J'$  値で比較すると、母材に比べて焼もどしぜい化感受性が大きいことが認められた。焼もどしぜい化は不純物元素 (P, Sn など) の粒界への偏析により粒界ぜい化がもたされる現象であり、焼もどしぜい化した鋼のシャルピー衝撃試験時のぜい性破面は粒界破面が認められる。再現 HAZ (結晶粒径が約  $500 \sim 700 \mu m$ ) は母材 (結晶粒径が約  $20 \sim 30 \mu m$ ) に比べて結晶粒径が大きく、単位体積当りの粒界の占める割合が大きいため、粒界の不純物元素濃度が高くなりやすいことが、焼もどしぜい化感受性の高かった原因と考えられる。

Fig. 5-6 に 2 $\frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鋼母材の焼もどしぜい化量 ( $\Delta vTrs$ ) と常温引張強さとの関係に及ぼす Si 量 (0.09% 以下と 0.24% 以上との比較), Mn 量 (0.35% 以下と 0.49% 以上との比較) 及び Al-B 処理の影響を示した。Si 量の低い鋼 (0.09% 以下, ○, ◇, △印) は Si 量の高い鋼 (0.24% 以上, ●, ◆, ▲印) に比べて焼もどしぜい化量が少ないが、引張強さも低い。また、Mn 量がほぼ同じ場合 (0.49~0.54%), 同一焼もどしぜい化量で比較すると Al-B 処理を行った鋼 (○, ●印) は Al-B 処理を行っていない鋼 (△, ▲印) に比べて引張強さが高い。したがって、同一引張強さを得る場合、Al-B 処理鋼は焼もどしぜい化量が少ないと言える。更に、Al-B 処理鋼において、Mn 量の低い鋼 (0.34~0.35%, ◇, ◆印) は Mn 量の高い鋼 (0.51~0.54%, ○, ●印) に比べて同じ焼もどしぜい化量の場合、引張強さが高い。以上の結果から、低 Mn 化 (約 0.35%) と Al-B 処理を同時に行うことは、引

張強さを低下させることなく焼もどしぜい化を抑制する方法として有効であることが認められた。

Fig. 5-7 に、以上の結果を基に、0.010%のPを含有する2¼Cr-1Mo鋼の焼もどしぜい化量( $\Delta vTrs$ )及び常温引張強さに及ぼすSi, Mn量及びAl-B処理の影響を模式化して示した。Al-B処理を行っていない鋼は、Si量を規格値上限(0.50%)としても常温引張強さを59kgf/mm<sup>2</sup>以上とすることが難しく、Si量を0.30%以上とすることにより、常温引張強さの規格(53kgf/mm<sup>2</sup>以上)を満足するにすぎない。そして、この時の焼もどしぜい化量は20℃と大きい。これに対し、Al-B処理を行った鋼は常温引張強さに及ぼすMn量の影響が小さく、Si量を約0.17%以上とすることにより、Mn量が約0.30~0.60%の範囲では常温引張強さが59kgf/mm<sup>2</sup>以上となる。そして、この時の焼もどしぜい化量は、高Mn鋼(0.50%)では約13℃、低Mn鋼(0.35%)では約5℃と小さい。更に、低Si(0.10%以下)低Mn(0.35%)Al-B処理2¼Cr-1Mo鋼は、常温引張強さの規格(53kgf/mm<sup>2</sup>以上)を満足し、焼もどしぜい化量を0℃とし得るものと考えられる。

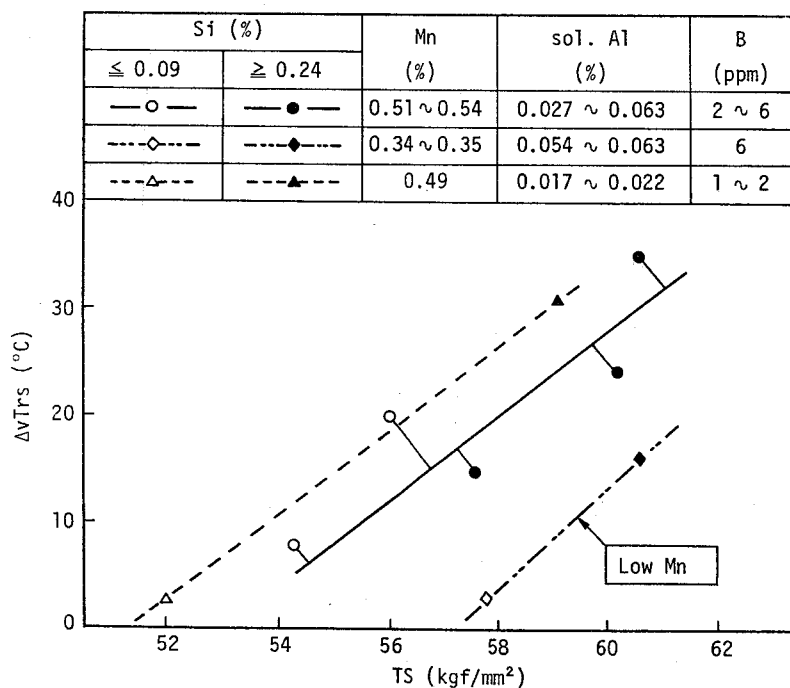


Fig. 5-6 Relation between  $\Delta vTrs$  and tensile strength of 2-1/4Cr-1Mo steel base metal

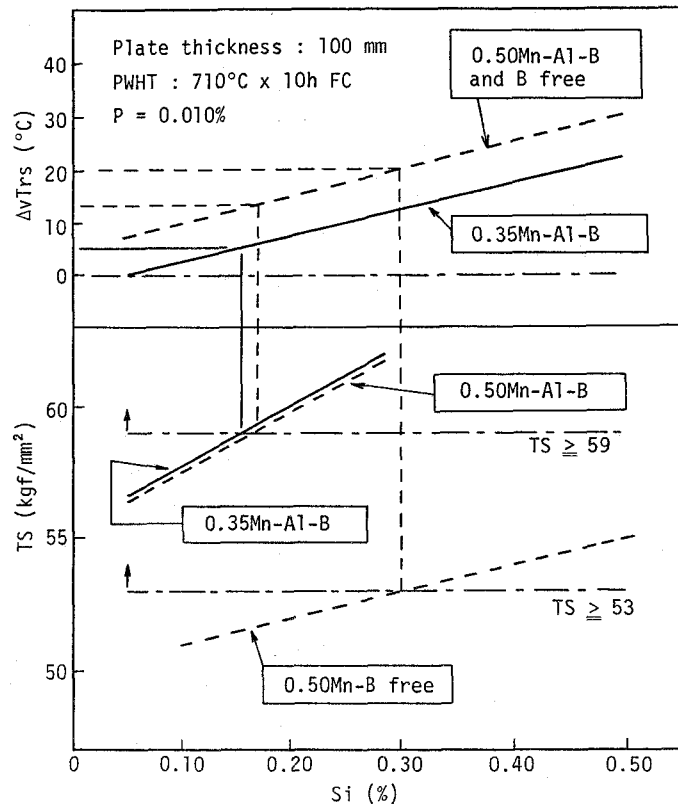


Fig. 5-7 Schematic illustration of effect of Si and Mn content and Al-B treatment on tensile strength and  $\Delta VTrs$  of 2-1/4Cr-1Mo steel

## 第5節 結 論

本章では Al-B 処理と低 Mn 化とによる 2¼Cr-1Mo 鋼の焼もどしぜい化感受性の改善を検討した。

本章で得られた主な結論は次のとおりである。

- (1) Al-B 処理 2¼Cr-1Mo 鋼の強度は低 Si 化 (約 0.10% 以下) によって低下したが、低 Mn 化 (約 0.40% 以下) による低下は認められなかった。
- (2) 2¼Cr-1Mo 鋼の焼もどしぜい化感受性は、 $J'$  の減少に伴い低下した。また、Al-B 処理の有無による焼もどしぜい化感受性の差は認められなかった。
- (3) Al-B 処理低 Mn (約 0.40% 以下) 2¼Cr-1Mo 鋼は強度を低下することなく焼もどしぜい化感受性を改善し得る鋼であることが認められた。

最近、焼もどしぜい化による靱性劣化は水素ぜい化感受性を上昇させることが指適されつつある<sup>68)~70)</sup>。この現象は、低合金圧力容器用鋼の中でも 2¼Cr-1Mo 鋼及び 3Cr-1Mo 鋼におい



て顕著であるとされている。<sup>69), 70)</sup> したがって、 $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$  鋼あるいは  $3\text{Cr}-1\text{Mo}$  鋼の焼もどし  
しぜい化の抑制に対する要求は、ますます厳しくなることが予想される。 A1-B 処理低  
Mn  $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$  鋼はその要求に対しても、有効であると考えられる。

## 第6章 焼ならし型低合金圧力容器用鋼における A1-B処理による焼入性向上機構

### 第1節 緒言

前章までの検討において、焼ならし型低合金圧力容器用鋼は、A1-B処理により焼入性が向上し、強度を上昇させることができることを明らかにした。更に、A1-B処理を適用することにより、PMS鋼の溶接低温割れ感受性の低減、 $1\frac{1}{4}\text{Cr}-\frac{1}{2}\text{Mo}$ 鋼溶接部のクリープ割れ感受性の低減及び $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼の焼もどしぜい化感受性の低減を行い得ることを明らかにした。

これらの検討結果において、焼ならし程度の遅い冷却速度では、sol.Al量が多くA1によるN固定効果が十分と考えられる鋼は、B量が2ppmでもBによる焼入性向上効果が認められた。この値は焼入れ焼もどし型高張力鋼の焼入性向上に必要なとされているB量の下限値(10ppm)<sup>56),57),71)</sup>よりも少なかった。また、焼ならし型低合金圧力容器用鋼は、A1-B処理により母材の強度が上昇するが、HAZの強度がほとんど上昇しないことが認められた。このように、微量のBを用いたA1-B処理により、焼ならし低合金圧力容器用鋼の溶接性に関する課題を解決し得ることを明らかにしたが、A1-B処理による焼入性向上効果を得るための条件に関する検討は十分とは言えない。

そこで、本章では焼ならし型低合金圧力容器用鋼において、A1-B処理による焼入性向上効果を得るための条件を検討した。更に、焼ならし型低合金圧力容器用鋼のHAZの変態特性に及ぼすA1-B処理の影響及び焼ならし鋼における微量Bによる焼入性向上機構について考察した。

### 第2節 焼ならし型低合金圧力容器用鋼においてA1-B処理による焼入性向上効果を得るための条件

A1-B処理による焼入性向上効果を得るためには、鋼中のNをA1と結合させてBがNと結合することを防止する必要があることは広く知られている。したがって、焼入性向上に必要なsol.Al及びB量の範囲に対して、N量が影響を及ぼすものと考えられる。

本節では前章までの結果を基に、焼ならし型低合金圧力容器用鋼のA1-B処理による焼入性向上に必要なsol.Al及びB量に及ぼすN量の影響を検討した。

## 2-1. 検討方法

前章までに得られた機械的特性の結果を用いて、焼ならし型低合金圧力容器用鋼の A1-B 処理による焼入性向上効果の有無を判定した。

PMS 鋼については、Table 2-1, Table 3-1 及び Table 3-2 の供試鋼の中で、Mo 量が 0.19~0.26% の鋼に関する結果を用いた。また、用いた結果は、試験条件が第 2 章及び第 3 章に示した中で、鋼板の板厚が 50 mm または 50 mm 相当、熱処理条件が  $920^{\circ}\text{C} \times 1\text{h}$  加熱後空冷の焼ならし処理及び  $620^{\circ}\text{C} \times 2\text{h}$  加熱後空冷の焼もどし処理 (Table 2-1 の鋼) または  $900^{\circ}\text{C} \times 1\text{h}$  加熱後空冷の焼ならし処理及び  $620^{\circ}\text{C} \times 2\text{h}$  加熱後空冷の焼もどし処理 (Table 3-1 及び Table 3-2 の鋼) に関するものである。PMS 鋼の強度に及ぼす Mo 量の影響が大きい結果を得ているため (Fig. 3-4 及び Fig. 3-5), A1-B 処理による焼入性向上効果の有無を明確にする目的で、板厚 50 mm のときの強度に及ぼす Mo 量の影響が少ない範囲である  $\text{Mo} = 0.19 \sim 0.26\%$  の鋼の結果を用いた (Fig. 3-4 及び Fig. 3-5)。

$1\frac{1}{4}\text{Cr}-\frac{1}{2}\text{Mo}$  鋼については、Table 4-2 の供試鋼の中で、Cu 及び Ni を添加していない鋼に関する結果を用いた。また、用いた結果は、試験条件が第 4 章に示した中で、鋼板の板厚が 50 mm、熱処理条件が  $930^{\circ}\text{C} \times 1\text{h}$  加熱後空冷の焼ならし処理及び  $710^{\circ}\text{C} \times 8\text{h}$  加熱後炉冷の PWH T に関するものである。 $1\frac{1}{4}\text{Cr}-\frac{1}{2}\text{Mo}$  鋼の強度が、A1-B 処理あるいは Cu 及び Ni の添加により上昇し、板厚 50 mm では A1-B 処理と Cu 及び Ni の添加による上昇効果がほぼ同じである結果を得ているため (Fig. 4-15), A1-B 処理による焼入性向上効果の有無を明らかにする目的で、Cu 及び Ni を添加していない鋼の結果を用いた。

$2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$  鋼については、Table 2-3, Table 5-1 及び Table 6-1 の供試鋼に関する結果を用いた。この中で、Table 2-3 及び Table 5-1 の供試鋼に関する結果は、試験条件が第 2 章及び第 5 章に示した中で、鋼板の板厚が 150 mm 相当または 200 mm 相当、熱処理条件が  $950^{\circ}\text{C} \times 30\text{min}$  加熱後空冷の焼ならし処理及び  $710^{\circ}\text{C} \times 10\text{h}$  加熱後炉冷の PWH T に関するものである。また、Table 6-1 の供試鋼は 50 kg 真空中高周波溶製を行った後、熱間圧延を行って板厚 15 mm とした。Table 6-1 の供試鋼の熱処理条件は、Table 2-3 及び Table 5-1 の供試鋼と同様に、 $950^{\circ}\text{C} \times 30\text{min}$  加熱後板厚 150 mm 相当の空冷の焼ならし処理 ( $t_{500}^{800} = 5.3^{\circ}\text{C}/\text{min}$ ) 及び  $710^{\circ}\text{C} \times 10\text{h}$  加熱

Table 6-1 Chemical compositions of materials used (wt %)

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	sol.Al	B	N	O
K1	0.15	0.06	0.48	0.002	0.006	0.01	0.02	2.38	1.03	0.019	0.0003	0.0031	0.003
K2	0.16	0.06	0.47	0.002	0.006	0.01	0.02	2.41	1.04	0.019	0.0005	0.0034	0.003
K3	0.15	0.05	0.47	0.003	0.007	0.01	0.02	2.38	1.03	0.027	0.0004	0.0042	0.003
K4	0.15	0.05	0.47	0.002	0.006	0.01	0.02	2.41	1.05	0.026	0.0007	0.0045	0.003
K5	0.15	0.06	0.48	0.002	0.006	0.01	0.02	2.44	1.06	0.007	0.0005	0.0029	0.004
K6	0.15	0.05	0.47	0.003	0.006	0.01	0.02	2.42	1.05	0.012	0.0003	0.0042	0.003
K7	0.15	0.05	0.46	0.003	0.006	0.01	0.02	2.38	1.03	0.015	0.0006	0.0042	0.003
K8	0.16	0.06	0.47	0.003	0.006	0.01	0.02	2.36	1.03	0.010	0.0004	0.0033	0.004

後炉冷のPWH Tである。引張試験片{8.5mm $\phi$ ×50mm<sup>l</sup>(G.L.)}及びシャルピー衝撃試験片は板厚中心部、圧延方向より採取して試験に供した。

## 2-2. 焼ならし型低合金圧力容器用鋼のAl-B処理による焼入性向上効果に及ぼすsol.Al及びB量の影響

焼ならし型低合金圧力容器用鋼のAl-B処理による焼入性向上効果は、Fig.2-5、Fig.2-10あるいはFig.3-2に示したように、引張強さよりも降伏強さの上昇として顕著に認められたため、降伏強さを用いてAl-B処理による焼入性向上効果の有無を判定した。

Fig.6-1にPMS鋼の常温降伏強さと $P_{CM}$ との関係を示した。降伏強さは $P_{CM}$ の増加に伴って上昇したが、明確に2本の直線関係で区別されることが認められた。すなわち、●印及び◆印の鋼に比べて、○印及び◇印の鋼が著しく降伏強さが高いことが認められたため、これらの鋼(○印及び◇印)をAl-B処理による焼入性向上効果が認められたPMS鋼と判定した。

Fig.6-2に $1\frac{1}{4}Cr-1\frac{1}{2}Mo$ 鋼の常温降伏強さとC量との関係を示した。降伏強さはC量の増加に伴って上昇したが、明確に2本の曲線関係で区別されることが認められた。すなわち、●印の鋼に比べて○印の鋼が著しく降伏強さが高いことが認められたため、これらの鋼(○印の鋼)をAl-B処理による焼入性向上効果が認められた $1\frac{1}{4}Cr-1\frac{1}{2}Mo$ 鋼と判定した。

Fig.6-3に $2\frac{1}{4}Cr-1Mo$ 鋼の常温降伏強さとC量との関係を示した。Fig.5-2に示したように、 $2\frac{1}{4}Cr-1Mo$ 鋼の降伏強さはSi量の低下(0.24%から0.07%)により大きく低下した。Fig.6-3の結果は、Si量が0.05~0.44%の鋼に関するものである。

ため、降伏強さと C 量との相関関係は明らかではなかったが、降伏強さが明確に二つの集団に区別されることが認められた。すなわち、●印の鋼に比べて○印及び◇印の鋼が著しく降伏強さが高いことが認められたため、これらの鋼（○印及び◇印の鋼）を Al-B 処理による焼入性向上効果が認められた 2¼Cr-1Mo 鋼と判定した。

以上の結果をまとめて、Fig.6-4 に焼ならし型低合金圧力容器用鋼の Al-B 処理による焼入性向上効果に及ぼす sol.Al 及び B 量の影響を示した。Al-B 処理による焼入性向上効果を得るために必要な B 量の下限値は、N を固定するために必要と考えられる sol.Al 量が添加された場合、2 ppm であることが認められた。また、B 量が 2 ppm 以上の場合、Al-B 処理による焼入性向上効果を得るために必要な sol.Al 量の下限値は、本実験の N 量の範囲（29~133 ppm）では、PMS 鋼及び 1¼Cr-½Mo 鋼で約 0.04%、2¼Cr-1Mo 鋼で約 0.02% であることが認められた。Fig.6-4 で、Al-B 処理による焼入性向上に必要な sol.Al 及び B 量の下限値は直線で示したが、B 量を 2 ppm で一定としたのに対し、sol.Al 量を B 量の増加に伴ってわずかに減少する傾向とした。この理由は次項に示した。更に、Fig.6-4 に示した結果は、N 量が 29~133 ppm の鋼に関するものであるが、N 量が変わった場合、Al-B 処理による焼入性向上に必要な sol.Al 及び B 量の下限値が変化することが考えられる。この点についても次項で検討した。

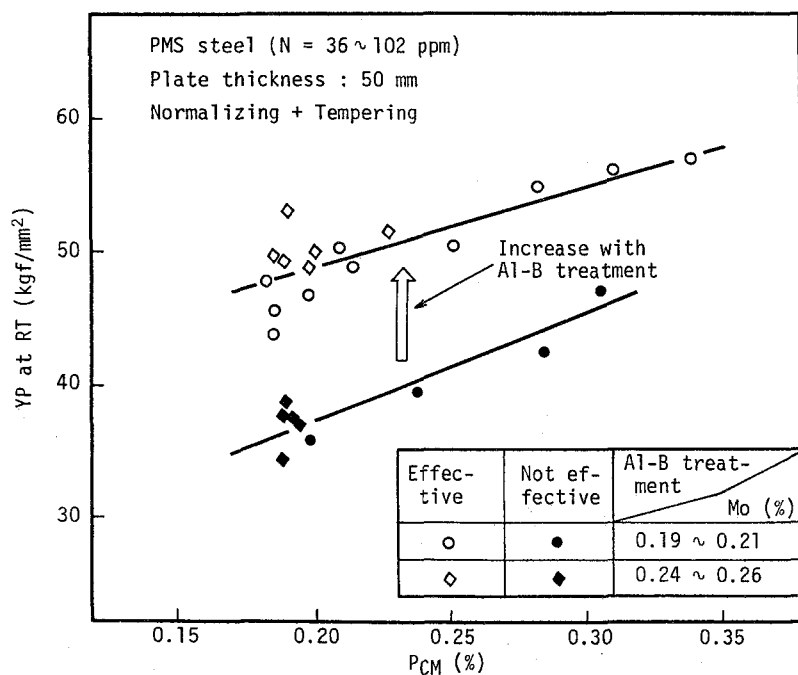


Fig. 6-1 Relation between yield point at room temperature and PCM of PMS steel (Normalizing + Tempering)

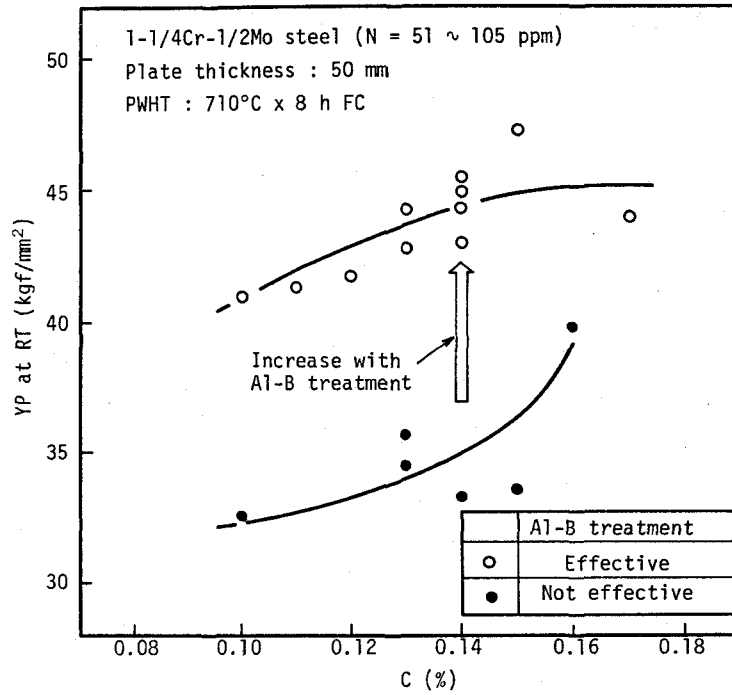


Fig. 6-2 Relation between yield point at room temperature and C content of 1-1/4Cr-1/2Mo steel (PWHT : 710°C x 8 h FC)

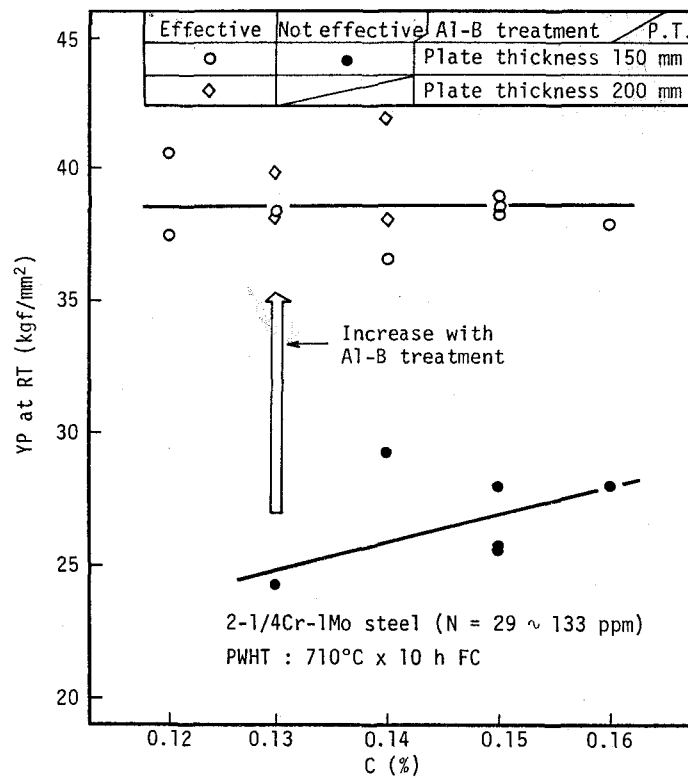


Fig. 6-3 Relation between yield point at room temperature and C content of 2-1/4Cr-1Mo steel (PWHT : 710°C x 8 h FC)

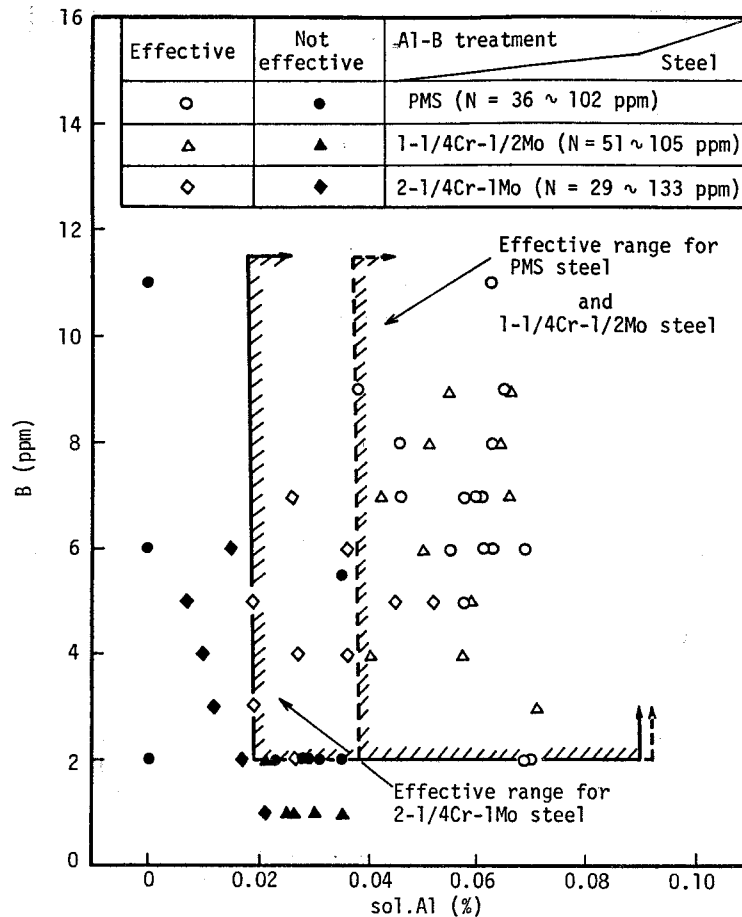


Fig. 6-4 Effect of sol. Al and B content on hardenability of normalized pressure vessel steels

### 2-3. 焼ならし型低合金圧力容器用鋼の Al-B 処理による焼入性向上に必要な sol. Al 及び B 量に及ぼす N 量の影響

Fig. 6-4で、焼ならし型低合金圧力容器用鋼の Al-B 処理による焼入性向上効果を得るために必要な B 量の下限值は 2 ppm であることが認められた。そこで、Fig. 6-5に、B 量が 2 ppm 以上の鋼に関して、Al-B 処理による焼入性向上効果に及ぼす sol. Al 及び N 量の影響を示した。B と N の結合を防止して焼入性向上に必要な sol. B 量の下限值を確保するために必要な sol. Al 量の下限值は、N 量の増加に伴って増加すると考えられる。<sup>55)~57)</sup> このため、Fig. 6-5で、焼入性向上に必要な sol. Al 量の下限值が N 量の増加に伴って増加するように、実験結果を基に境界線を設定した。また、境界線の傾きを決めた理由は後に示した。ここで、PMS 鋼及び 2¼Cr-1Mo 鋼は境界線近傍の実験結果が多いためその境界

線の位置が比較的正確であると考えられるが、 $1\frac{1}{4}\text{Cr}-\frac{1}{2}\text{Mo}$ 鋼は境界線近傍の実験結果が少ないためその境界線の位置が正確ではないと考えられ、 $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼の境界線側へ移動することも考えられる。

Al-B処理による焼入性向上に必要な sol.Al及びB量に及ぼすN量の影響は、鋼中の sol.B 量を知ることによって定量的に求めることができると考えられる。そこで、Al-B-N 間の析出平衡反応を基に、計算によって鋼中の sol.B 量を推定した。計算方法は、溶解度積からオーステナイト中の sol.B 量を推定する方法を用いた。<sup>57),72)~76)</sup> 計算にあたっては次の前提条件を設けた。

- (1) 焼入性向上に有効なBはオーステナイト中の sol.B である。
- (2) 焼ならし加熱時のオーステナイト中では AlN 及び BNの析出は熱力学的に平衡である。
- (3) Fe-Al-N系及び Fe-B-N 系で独立に求められた溶解度積が、Fe-Al-B-N 系にも適用できる。

これらの前提条件の中で、(2)及び(3)の前提条件は、その妥当性が示されている。<sup>57)</sup> これに対して、(1)の前提条件は、厳密には、焼入性向上に有効なBはオーステナイト粒界に偏析した sol.B である、とすべきであると考えられる。<sup>57)</sup> しかし、後で示すように、オーステナイト中の sol.B 量とオーステナイト粒界に偏析する sol.B 量との間には良好な相関関係があると考えられるため、オーステナイト中の sol.B 量で検討を行うことは十分意味があると考えられる。<sup>56),57)</sup> そこで、焼入れ焼もどし鋼に関する研究結果と比較する意味でも、(1)の前提条件は、焼入性向上に有効なBはオーステナイト中の sol.B である、とした。

また、Bの添加量が微量であることから、Bの分析値の誤差が、sol.B 量の計算値の誤差を生ずることが考えられる。しかし、AlN が析出する組成範囲ではB量が相当に変動しても、sol.B 量は大きくは変動しないことが示されている。<sup>57)</sup> Al-B処理が、鋼中のNをAlと結合させてAlNとし、BがNと結合することを防止して sol.B として存在させることを目的とした処理であること、及び計算誤差の少ない組成範囲とすることから、sol.B 量の計算は、AlN が析出する組成の鋼のみを対象に行った。



用いた計算式は以下のとおりである。

$$Al = [Al] + (Al/AlN) \langle AlN \rangle \quad \dots\dots\dots (1)$$

$$B = [B] + (B/BN) \langle BN \rangle \quad \dots\dots\dots (2)$$

$$N = [N] + (N/AlN) \langle AlN \rangle + (N/BN) \langle BN \rangle \quad \dots\dots\dots (3)$$

$$[Al][N] = -\frac{7,400}{T} + 1.95 \quad \dots\dots\dots (4)^{77)}$$

$$[B][N] = -\frac{13,970}{T} + 5.24 \quad \dots\dots\dots (5)^{72)}$$

ここで Al : 鋼中の sol.Al 量 (酸可溶 Al の化学分析値, AlN を含む, %)

B : 鋼中の B 量 (化学分析値, %)

N : 鋼中の N 量 (ガス分析値, %)

[Al] : 焼ならし加熱時のオーステナイト中の sol.Al 量の中で, N と結合していない量 (%)

[B] : 焼ならし加熱時のオーステナイト中の sol.B 量 (%)

[N] : 焼ならし加熱時のオーステナイト中の sol.N 量 (%)

$\langle AlN \rangle$  : 焼ならし加熱時のオーステナイト中の AlN の析出量 (%)

$\langle BN \rangle$  : 焼ならし加熱時のオーステナイト中の BN の析出量 (%)

(Al/AlN) : AlN 中の Al の原子量比 (=0.658)

(B/BN) : BN 中の B の原子量比 (=0.436)

(N/AlN) : AlN 中の N の原子量比 (=0.342)

(N/BN) : BN 中の N の原子量比 (=0.564)

T : 焼ならし加熱温度 (K)

Fig.6-6 に PMS 鋼 (Fig.6-1 の鋼の中で AlN 析出組成の鋼) に関する計算結果を, sol.B 量の計算値 (sol.B cal.) と sol.Al 量との関係で整理して示した. 供試鋼の B 量及び N 量が異なっているため多少のバラツキが見られるが, sol.B 量は sol.Al 量の増加に伴って増加する傾向が認められた. Fig.6-6 の結果から, PMS 鋼の Al-B 処理による焼入性向上効果を得るために必要な sol.B 量の下限値は, 約 1.6~2.0 ppm と推定さ

れた。

また、Fig.6-6に、 $B=2\text{ppm}$ 、 $N=70\text{ppm}$ の鋼及び $B=10\text{ppm}$ 、 $N=70\text{ppm}$ の鋼を、焼ならし加熱温度 $900^\circ\text{C}$ でオーステナイト化したときのsol.B量に及ぼすsol.Al量の影響を計算で求めて示した。計算結果に見られるように、例えば、焼入性向上に必要なsol.B量の下限値を $1.6\text{ppm}$ とすると、この値を確保するために必要なsol.Al量の下限値は、N量が $70\text{ppm}$ の場合、 $B=2\text{ppm}$ の鋼では約 $0.043\%$ 、 $B=10\text{ppm}$ の鋼では約 $0.042\%$ であった。すなわち、B量が $2\text{ppm}$ から $10\text{ppm}$ へ増加しても、焼入性向上に必要なsol.Al量の下限値は、約 $0.001\%$ しか低下しない結果となった。この結果を基に、Fig.6-4で、焼入性向上に必要なsol.Al量の下限値がB量の増加に伴ってわずかに減少する境界線を設定した。

更に、Fig.6-6の計算結果から、 $B=2\text{ppm}$ の鋼において、sol.B量はsol.Al量が約 $0.043\%$ のとき $1.6\text{ppm}$ となり、sol.Al量が $0.043\%$ を超えて増加することに伴って増加した。したがって、焼入性向上に必要なB量の下限値は、sol.Al量の増加に伴って低下するが、必要なsol.B量の下限値が約 $1.6\sim 2.0\text{ppm}$ であり、現在の分析精度（B量は $1\text{ppm}$ 単位で分析可能）から見て、 $2\text{ppm}$ 以下とすることは実際には不可能であると考えられる。この結果を基に、Fig.6-4で、焼入性向上効果を得るために必要なB量の下限値は、sol.Al量が焼入性向上に必要な下限値を上回る範囲では、 $2\text{ppm}$ で一定とする境界線を設定した。

Fig.6-7に $1\frac{1}{4}\text{Cr}-\frac{1}{2}\text{Mo}$ 鋼（Fig.6-2の鋼の中でAlN析出組成の鋼）に関する計算結果を、sol.B量の計算値とsol.Al量の関係で整理して示した。Fig.6-6と同様に、供試鋼のB量とN量が異なっているため少のバラツキが見られるが、sol.B量はsol.Al量の増加に伴って増加する傾向が認められた。Fig.6-7の結果から、 $1\frac{1}{4}\text{Cr}-\frac{1}{2}\text{Mo}$ 鋼の焼入性向上効果を得るために必要なsol.B量の下限値は約 $1.6\sim 2.0\text{ppm}$ と推定された。

また、Fig.6-7に、 $B=2\text{ppm}$ 、 $N=70\text{ppm}$ の鋼及び $B=10\text{ppm}$ 、 $N=70\text{ppm}$ の鋼を、焼ならし加熱温度 $930^\circ\text{C}$ でオーステナイト化したときのsol.B量に及ぼすsol.Al量の影響を計算で求めて示した。計算結果に見られるように、例えば、焼入性向上に必要なsol.B量の下限値を $1.6\text{ppm}$ とすると、この値を確保するために必要なsol.Al量の下限値は、 $B=2\text{ppm}$ の鋼では約 $0.032\%$ 、 $B=10\text{ppm}$ の鋼では約 $0.031\%$ であった。

Fig.6-8に $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼（Fig.6-3の鋼の中でAlN析出組成の鋼）に関する計算結果を、sol.B量の計算値とsol.Al量の関係で整理して示した。Fig.6-6及びFig.6-7と同様に、供試鋼のB量とN量が異なっているため多少のバラツキが見られるが、

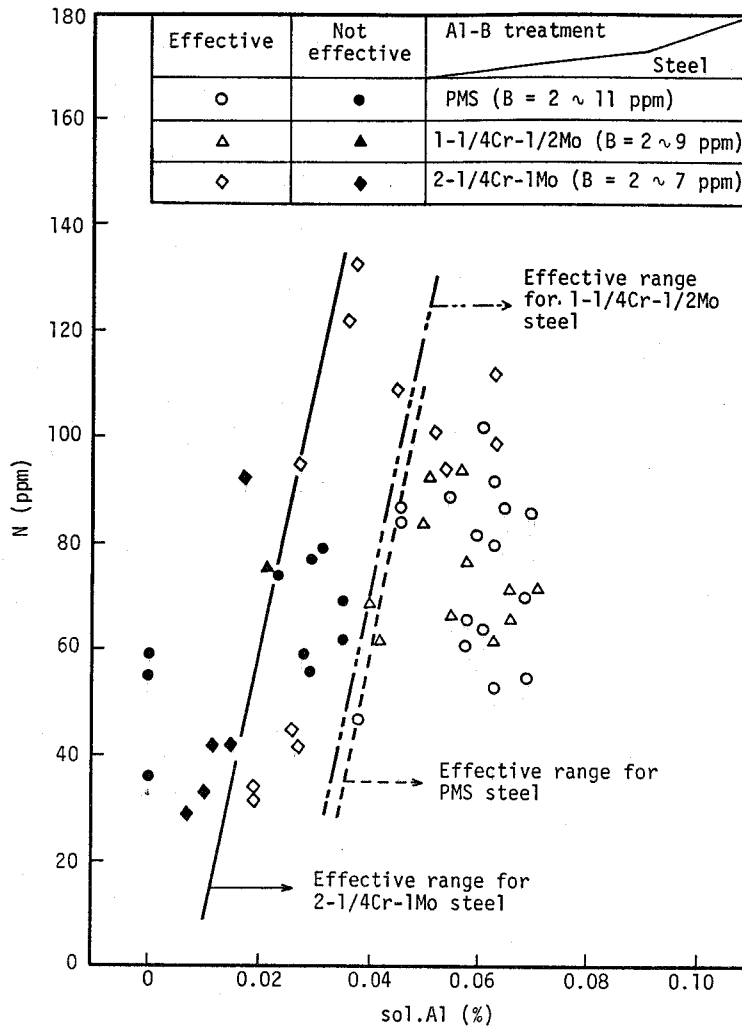


Fig. 6-5 Effect of sol.Al and N content on hardenability of normalized pressure vessel steels

sol.B 量は sol.Al 量の増加に伴って増加する傾向が認められた。 Fig.6-8の結果から、 $2\frac{1}{4}\text{Cr} - 1\text{Mo}$  鋼の焼入性向上効果を得るために必要な sol.B 量の下限値は約 1.1 ~ 1.4 ppm と推定された。

また、Fig.6-8に、 $B=2\text{ppm}$ 、 $N=70\text{ppm}$  の鋼及び  $B=10\text{ppm}$ 、 $N=70\text{ppm}$  の鋼を、焼ならし加熱温度  $950^\circ\text{C}$  でオーステナイト化したときの sol.B 量に及ぼす sol.Al 量の影響を計算で求めて示した。計算結果に見られるように、例えば、焼入性向上に必要な sol.B 量の下限値を 1.1 ppm とすると、この値を確保するために必要な sol.Al 量の下限値は、 $B=2\text{ppm}$  の鋼では約 0.015%、 $B=10\text{ppm}$  の鋼では約 0.014% であった。

Fig.6-6、Fig.6-7及び Fig.6-8 の比較から、例えば  $B=10\text{ppm}$ 、 $N=70\text{ppm}$  の鋼の

場合、sol.B 量を 1.6 ppm以上とするために必要な sol.Al 量は PMS 鋼で約 0.042%，  
 1¼Cr - ½Mo 鋼で約 0.031%，2¼Cr - 1 Mo 鋼で約 0.024% であった。この差の原因は、焼ならし加熱温度の差による B と N の溶解度積の差にあり、焼ならし加熱温度の上昇に伴って、B と N の溶解度積が増加するため {式(5)参照} と考えられる。例えば、  
 sol.Al=0.030%，B=10ppm，N=70ppm の鋼の場合、焼ならし加熱温度が 950℃ と最も高い  
 2¼Cr - 1 Mo 鋼の sol.B 量が約 2.0 ppm と推定されるのに対し、焼ならし加熱温度が 900  
 °C と最も低い PMS 鋼の sol.B 量は約 1.1 ppm と推定された。したがって、一定の sol.B  
 量を得るために必要な sol.Al 量は、焼ならし加熱温度の高い鋼において少なかったと言え  
 る。

このように、Al-B 処理鋼の sol.B 量は、焼ならし加熱温度が 900~950℃ の範囲で  
 は、焼ならし加熱温度の上昇に伴って増加することが認められた。しかし、焼ならし加熱  
 温度の上昇がオーステナイト結晶粒の粗大化を招くことが広く知られており、結晶粒の粗大

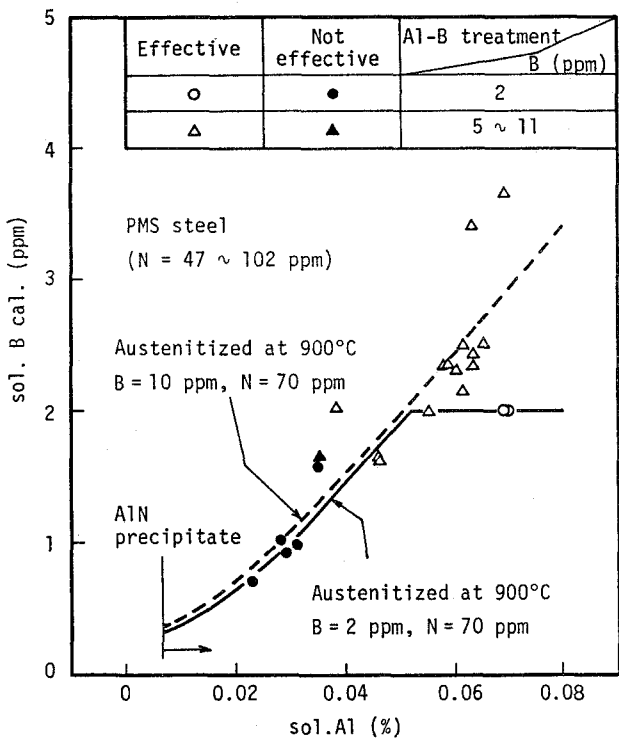


Fig. 6-6 Relation between calculated sol.B content and analyzed sol.Al content of PMS steel

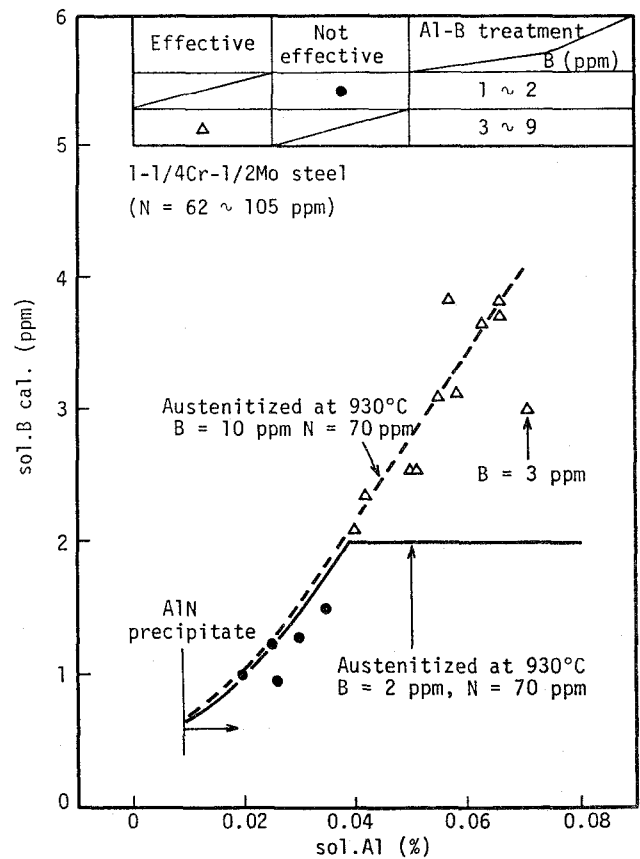


Fig. 6-7 Relation between calculated sol.B content and analyzed sol.Al content of 1-1/4Cr-1/2Mo steel

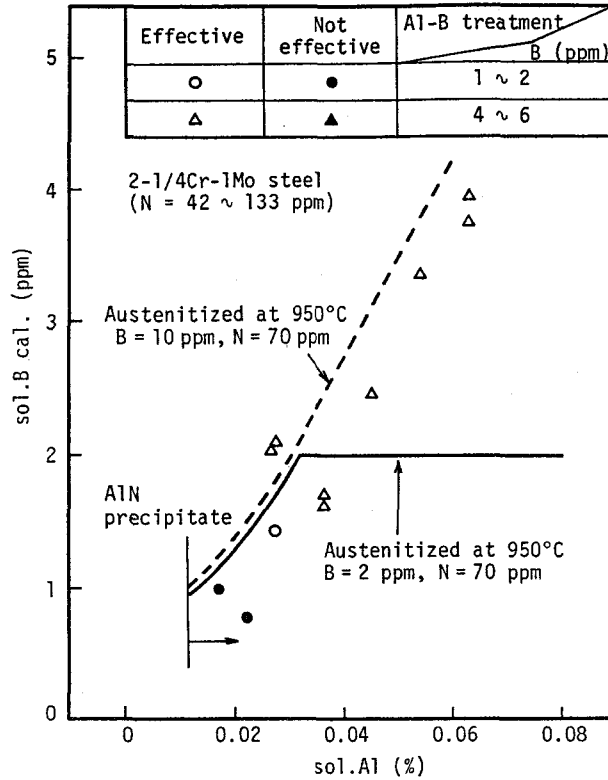


Fig. 6-8 Relation between calculated sol.B content and analyzed sol.Al content of 2-1/4Cr-1Mo steel

化は靱性の低下をもたらすため望ましくない。 Fig.2-1で認められたように、PMS鋼はAl-B処理により著しく強度が上昇するが、強度の上昇に伴い靱性が低下した。したがって、PMS鋼にAl-B処理を適用する場合、靱性を確保するためには、Fig.3-8に示したようにCr,Moの複合添加を行って組織改善を図ると共に、焼ならし加熱温度を低下させて細粒化を図ることが望ましい。そこで、PMS鋼の製造における焼ならし加熱温度は、従来の実験結果も参考にして、900℃~920℃とした。

これに対し、2¼Cr-1Mo鋼はPMS鋼に比べて焼入性の高い成分系であり、Fig.2-3の(B)(オーステナイト化温度920℃)とFig.2-14(オーステナイト化温度950℃)のCCT図の比較に見られるように、Al-B処理鋼におけるベイナイト生成温度が2¼Cr-1Mo鋼の方が低かった。この結果、Al-B処理を行った場合、2¼Cr-1Mo鋼はPMS鋼に比べて、オーステナイト化温度が高いことにもかかわらず、光学顕微鏡組織のベイナイト組織が細かく(Fig.2-13の鋼C及び鋼EとFig.2-2の鋼U84との比較)、靱性が

優れていたと考えられる { 板厚 50 mm の場合, Fig. 2-11 の鋼 E ( $v_{Trs} = -25 \sim -30^\circ\text{C}$ ,  $vE_0 = 25 \sim 30 \text{ kgf}\cdot\text{m}$ ) と Fig. 2-1 の○印の鋼及び B 量 9 ppm の△印の鋼 ( $vE_0 = 3 \sim 10 \text{ kgf}\cdot\text{m}$ ) との比較 }。そこで,  $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$  鋼の製造における焼ならし加熱温度は, 従来の実験結果も参考にして,  $930 \sim 950^\circ\text{C}$  とした。

また,  $1\frac{1}{4}\text{Cr}-\frac{1}{2}\text{Mo}$  鋼は  $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$  鋼に比べて焼入性の低い成分系であり, Al-B 処理を行った場合, 靱性がやや低かったが { 板厚 50 mm の場合, Fig. 2-6 の鋼 A 3 ( $vE_0 = 17 \text{ kgf}\cdot\text{m}$ ) と Fig. 2-11 の鋼 C 及び鋼 E ( $v_{Trs} = -25 \sim -30^\circ\text{C}$ ,  $vE_0 = 25 \sim 30 \text{ kgf}\cdot\text{m}$ ) との比較 }, PMS 鋼より優れた靱性を示した。そこで,  $1\frac{1}{4}\text{Cr}-\frac{1}{2}\text{Mo}$  鋼の製造における焼ならし加熱温度は, 従来の実験結果も参考にして,  $925 \sim 950^\circ\text{C}$  とし, 高い靱性を得る必要がある場合,  $925 \sim 930^\circ\text{C}$  とした。

Fig. 6-5 で求めた, Al-B 処理による焼入性向上効果に及ぼす sol. Al 及び N 量の影響と, B = 2 ppm の鋼における sol. B 量の計算結果とを比較して Fig. 6-9 に示した。Fig. 6-9 では, Fig. 6-5 で境界線の位置が比較的正確であると考えられた PMS 鋼及び  $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$  鋼に関する結果を用いて比較した。計算に用いた焼ならし加熱温度は, PMS 鋼では  $900^\circ\text{C}$ ,  $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$  鋼では  $950^\circ\text{C}$  である。また, Al-B 処理による焼入性向上に必要な sol. Al 量の下限値を求める目的で, B 量は, 実験結果で焼入性向上効果の得られた鋼の中で最も少ない値である 2 ppm を計算に用いた。PMS 鋼では  $\text{sol. B} = 1.6 \text{ ppm}$ ,  $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$  鋼では 1.4 ppm となる境界線が, 実験結果の線に近い値を示した。尚 Fig. 6-5 に示した境界線の傾きを, Fig. 6-9 の計算の傾きと同一としており, この境界線が AlN の析出に基づいて決定されるものであるため, その傾きは N と Al の原子量比 (0.52) となっている。この結果から, B と N との結合を防止して焼入性向上に必要な sol. B 量の下限値を確保するために必要な sol. Al 量の下限値は, N 量の増加に伴って増加することが認められた。また, 焼入性向上に必要な sol. B 量の下限値は, PMS 鋼では約 1.6 ppm,  $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$  鋼では約 1.4 ppm であることが認められ, この差の原因については次項で検討した。

Fig. 6-9 の結果を基に, 焼ならし型低合金圧力容器用鋼の Al-B 処理による焼入性向上効果を得るための sol. Al 及び B 量の範囲を設定した。これまでの検討結果から, N 量は焼入性向上に必要な sol. Al 及び B 量の下限値に影響を及ぼすことが明らかとなったが, 現在の製鋼技術 (転炉製鋼及び炉外精錬) では 70 ppm 以下に管理することが容易であるため, 以後の検討では, 70 ppm を上限値とした。また, B 量は, 前述のように, 実験

結果で焼入性向上効果の得られた鋼の中で最も少ない値が $2\text{ppm}$ であったこと及び焼入性向上に必要な $\text{sol.B}$ 量の下限値が約 $1.4\sim 1.6\text{ppm}$ であったことから、以後の検討では、 $2\text{ppm}$ を下限値とした。Fig.6-5あるいはFig.6-9から、 $B=2\text{ppm}$ 、 $N=70\text{ppm}$ の鋼において、Al-B処理による焼入性向上効果を得るために必要な $\text{sol.Al}$ 量の下限値は、PMS鋼では $0.043\%$ 、 $1/4\text{Cr}-1/2\text{Mo}$ 鋼では $0.040\%$ 、 $2/4\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼では $0.022\%$ とした。ただし、前述のように、 $1/4\text{Cr}-1/2\text{Mo}$ 鋼では境界線近傍の実験結果が少ないため、必要な $\text{sol.Al}$ 量の下限値は高く設定しており、若干低下させ得ると考えられる。また、 $1/4\text{Cr}-1/2\text{Mo}$ 鋼では、焼ならし加熱温度の上昇( $930^\circ\text{C}$ から $950^\circ\text{C}$ へ上昇)により、必要な $\text{sol.Al}$ 量の下限値を約 $0.007\%$ 低下し得ると考えられる(Fig.6-7とFig.6-8との比較)。

以上のように、 $\text{sol.Al}$ 及び $B$ 量の下限値を設定したが、 $\text{sol.Al}$ 及び $B$ 量の上限値を設定することも必要である。前述のように、焼入れ焼もどし型 $80\text{kgf/mm}^2$ 級高張力鋼に関するAl-B処理の研究において、過剰のAl( $\text{sol.Al}>0.080\%$ )は靱性を劣化させるとされている<sup>56),57)</sup>。また、その原因は、 $B$ 無添加鋼では、過剰のAlが原因で生成する粗大なAlNが、厚板圧延時に再固溶し難く、焼入れ加熱時のオーステナイト粒の微細化に有効でないためであるとされ<sup>56)</sup>、 $B$ 添加鋼では、過剰のAlが原因で生成する過剰の $\text{sol.B}$ ( $\text{sol.B}>7\text{ppm}$ )が、Boron constituentとしてオーステナイト粒界に析出することによる靱性劣化の悪影響が加わるためであるとされている<sup>56),57)</sup>。焼入性向上に必要な $\text{sol.Al}$ 量の下限値を、最も高いPMS鋼で $0.043\%$ としており、現在の製鋼技術では $\text{sol.Al}$ 量を $0.043\sim 0.080\%$ の範囲に管理することが容易であるため、 $\text{sol.Al}$ 量の上限値は $0.080\%$ とした。

次に、 $B$ については、上述のように過剰の $B$ ( $\text{sol.B}>7\text{ppm}$ )は靱性を劣化させるばかりでなく、焼入性も低下させることが示されている<sup>55),56)</sup>。そこで、これまでに設定した条件の中で、 $\text{sol.B}$ 量が最も高くなると考えられる条件(焼ならし加熱温度： $950^\circ\text{C}$ 、 $\text{sol.Al}$ 量： $0.080\%$ )を用いて、 $N$ 量が現場で製造し得る鋼の下限値と考えられる $10\text{ppm}$ のときの、鋼中の $\text{sol.B}$ 量に及ぼす $B$ 量の影響を前述の(1)式～(5)式により計算して検討した。その結果、鋼中の $\text{sol.B}$ 量を $7\text{ppm}$ 以下とするためには $B$ 量を $26\text{ppm}$ 以下とする必要があることが認められた。したがって、焼入性向上に必要な $B$ 量の下限値を $2\text{ppm}$ としており、 $B$ 量は $2\sim 26\text{ppm}$ に管理する必要がある。しかし、 $N$ 量が更に低下した場合、 $\text{sol.B}$ 量が過剰になることが考えられ、現在の製鋼技術では $B$ 量を $2\sim 10\text{ppm}$ に管理することが容易であること

から、B量の上限值は10 ppmとした。

以上の結果を基に、焼ならし型低合金圧力容器用鋼のPMS鋼、 $1\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼及び $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼でAl-B処理による焼入性向上効果を得るために必要で、かつ良好な靱性の得られるsol.Al及びB量の範囲を設定してFig.6-10に示した。この範囲は、N量が70 ppmの鋼に関するものであり、鋼中のN量を低くした場合、sol.Al量の下限值は更に低下する。

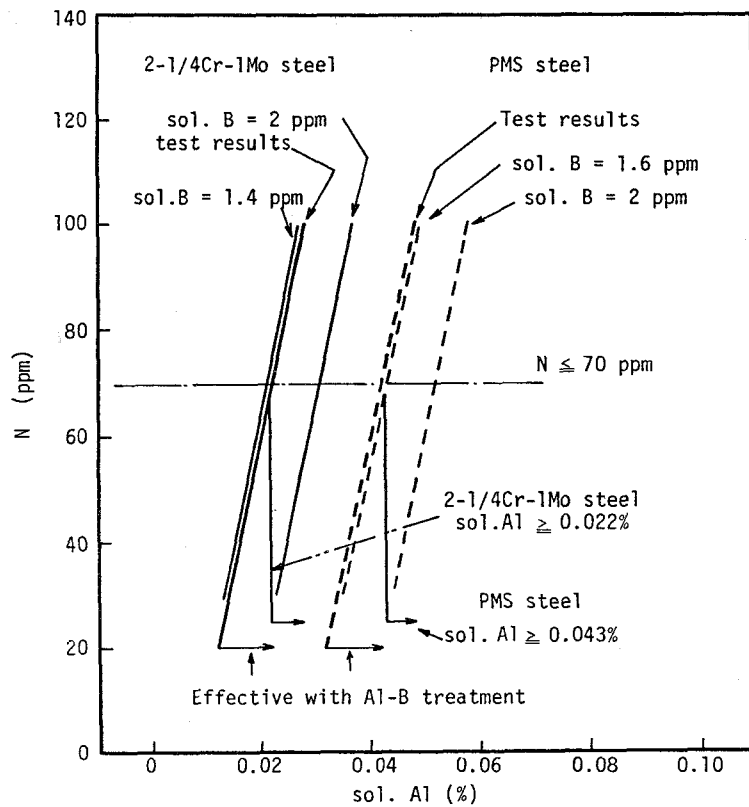


Fig. 6-9 Effect of analyzed sol.Al and N content on calculated sol.B content of PMS steel and 2-1/4Cr-1Mo steel (B = 2 ppm)



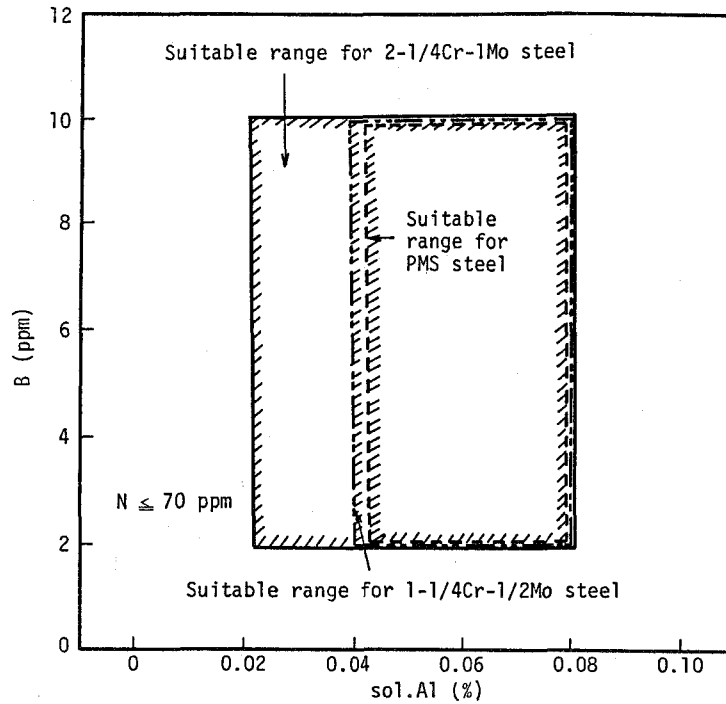


Fig. 6-10 Suitable range of sol.Al and B content for hardenability increment of PMS, 1-1/4Cr-1/2Mo and 2-1/4Cr-1Mo steel

#### 2-4. 焼ならし型低合金圧力容器用鋼のAl-B処理による焼入性向上に必要なsol.B量に及ぼすCr量の影響

Fig.6-6とFig.6-8との比較あるいはFig.6-9に見られたように、焼ならし型低合金圧力容器用鋼の焼入性向上に必要なsol.B量の下限值は、PMS鋼では約1.6ppm、2¼Cr-1Mo鋼では1.4ppmであった。このときのsol.B量は、Al-B-N間の析出平衡反応を基に計算した値であり、他の合金元素の影響を考慮しなかった。そこで、このsol.B量の差の原因を検討した。

PMS鋼と2¼Cr-1Mo鋼の合金元素の中で、両鋼種で含有量が大きく異なり、かつ窒化物を形成する元素としてCrが考えられる。Fig.6-11に、Cr、Al及びBの窒化物の標準生成自由エネルギーを示した。<sup>78)</sup> Cr窒化物の生成自由エネルギーはB及びAlの窒化物生成自由エネルギーよりも小さく、Nとの結合力が弱いことがうかがわれる。そこで、Al及びBを添加しないMo鋼及びCr-Mo鋼を用いて、N固定に及ぼすCrの影響を検討した。

Table 6-2 に供試鋼の化学組成を示した。鋼 J ~ 鋼 N は、Mo 量を約 0.50% 一定として Cr 量 (0.01 ~ 5.04%) の影響を検討したものであり、鋼 O は比較のための  $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$  鋼である。供試鋼は 50 kg 真空中高周波溶製を行った後、熱間圧延を行って板厚 50 mm とした。鋼板の熱処理条件は、 $950^\circ\text{C}\times 30\text{min}$  空冷の焼ならし処理及び  $710^\circ\text{C}\times 10\text{h}$  加熱後炉冷の PWH T である。

Fig. 6-12 に N の分析値に及ぼす Cr 量の影響を示した。Fig. 6-12 の分析値は、全 N 量 (以後 total N と記す) をガス分析法で求め、酸非溶 N 量 (以後 insol. N と記す) を硫酸 (6 規定) による溶解残渣法で求めた後、 $\text{sol. N} = \text{total N} - \text{insol. N}$  として計算で求めた。sol. N 量は Cr 量 1% 未満では 70 ~ 80 ppm と多いが、Cr 量が 1% を超えると 20 ppm 以下と著しく減少した。<sup>79)</sup> 木下らは Cr 量 1% 以上で insol. N (主に CrN) が生成するとしており、Fig. 6-12 の結果の傾向と一致している。また、Mo 量が 0.5% と 1.0% での、sol. N 量の差は認められなかった。

以上のように、Cr 量が 1% を超えて増加することに伴い、sol. N 量が大きく低下した。しかし、Fig. 6-11 に示したように、Cr の窒化物生成自由エネルギーが、Al 及び B の窒化物生成自由エネルギーより小さいことから、Al 及び B を含有した鋼では、Cr による N 固定効果は、Fig. 6-12 の結果より小さいと考えられる。すなわち、Fig. 6-9 で  $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$  鋼の焼入性向上に必要な sol. B 量の下限値が 1.4 ppm と求められたが、実際には Cr による sol. N 量の減少効果がわずかに加わって、焼入性向上に必要な sol. B 量の下限値は 1.4 ppm より大きかったことが推定される。Cr が N を固定して、sol. N 量を増加させる実験結果が、Al 及び B を含有した焼入れ焼もどし型 80 kgf/mm<sup>2</sup> 級高張力鋼に関する研究<sup>56)</sup> 及び Ti を含有した炭素鋼に関する研究<sup>80)</sup> でも示されており、強力な窒化物形成元素である Al、B あるいは Ti を含有した鋼においても Cr による N 固定効果がわずかながら得られることは、十分可能であると考えられる。

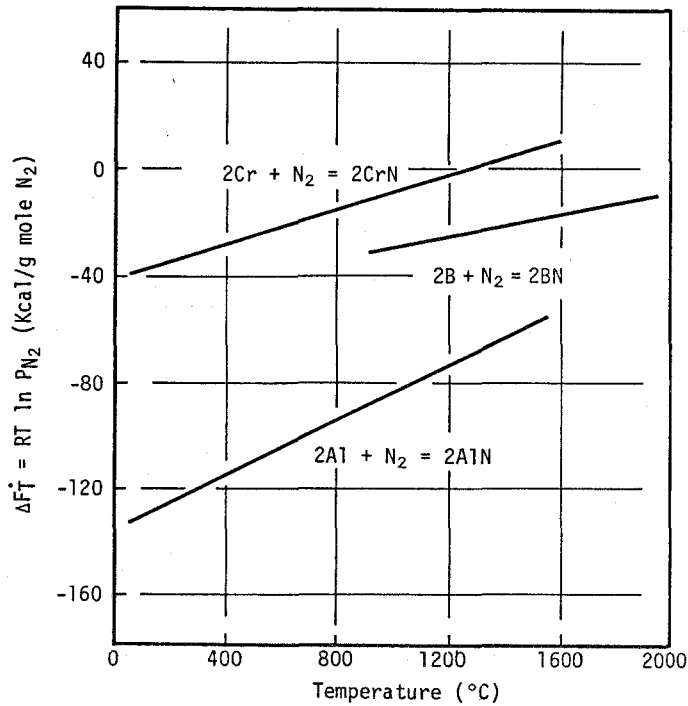


Fig. 6-11 Relation between free energy of metal nitride formation and temperature

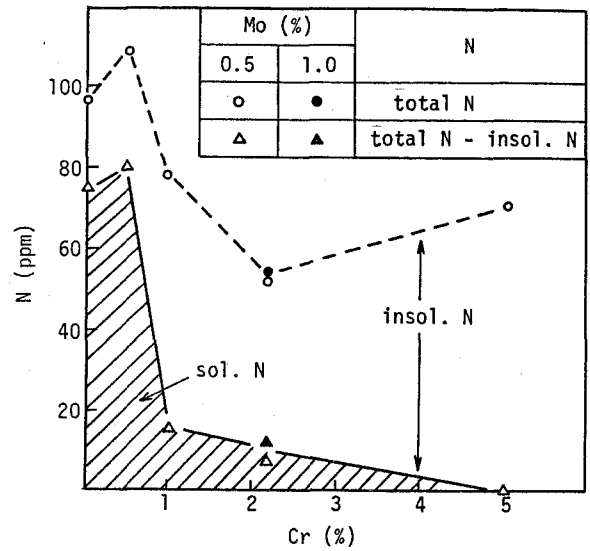


Fig. 6-12 Relation between N content and Cr content of Mo and Cr-Mo steel

Table 6-2 Chemical compositions of materials used (wt %)

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	sol. Al	N	O
J	0.11	0.22	0.47	0.010	0.008	0.01	0.49	0.002	0.0097	0.001
K	0.11	0.22	0.45	0.010	0.007	0.50	0.50	0.001	0.0109	0.002
L	0.11	0.22	0.45	0.010	0.008	1.00	0.50	0.002	0.0078	0.002
M	0.11	0.23	0.48	0.009	0.008	2.22	0.49	0.002	0.0052	0.001
N	0.12	0.25	0.43	0.012	0.011	5.04	0.51	0.001	0.0071	0.001
O	0.12	0.25	0.45	0.005	0.009	2.19	0.98	0.002	0.0055	0.001

## 2-5. まとめ

本節では焼ならし型低合金圧力容器用鋼の Al-B 処理による焼入性向上に必要な sol. Al 及び B 量に及ぼす N 量の影響を検討し、以下の結果を得た。

- (1) 実験結果から求めた焼入性向上効果の有無の判定結果と、Al-B-N 間の平衡析出反応に基づき計算で求めた sol. B 量の値とから求めた焼入性向上に必要な sol. B 量の下限值

は、PMS鋼及び $1\frac{1}{4}\text{Cr} - \frac{1}{2}\text{Mo}$ 鋼では約1.6ppm、 $2\frac{1}{4}\text{Cr} - 1\text{Mo}$ 鋼では約1.4ppmであった。

- (2) 焼入性向上に必要なsol.B量の下限値を確保するために必要なsol.Al量の下限値は、N量の増加及びB量の低下に伴って上昇した。しかし、B量の影響が極めて小さく、例えばN量が一定でB量が2ppmから10ppmへ増加しても、焼入性向上に必要なsol.Al量の下限値は、約0.001%しか低下しないことが認められた。
- (3) 実験結果及びsol.B量の計算結果から、焼入性向上に必要で、かつ良好な靱性が得られるsol.Al及びB量の範囲をN量が70ppm以下の場合について設定した。焼入性向上に必要なB量の下限値は鋼種によらず2ppmとした。また、焼入性向上に必要なsol.Al量の下限値は、鋼種によって異なり、B量が2ppmの場合、PMS鋼では0.043%、 $1\frac{1}{4}\text{Cr} - \frac{1}{2}\text{Mo}$ 鋼では0.040%、 $2\frac{1}{4}\text{Cr} - 1\text{Mo}$ 鋼では0.022%とした。
- (4) 焼入性向上に必要なsol.Al量の下限値が鋼種によって異なった原因は、主に焼ならし加熱温度の差にあり、焼ならし加熱温度の上昇に伴って、sol.B量が増加したためであると考えた。しかし、焼ならし加熱温度の上昇は、オーステナイト粒径の増加に伴う組織の粗大化により、靱性の劣化を招くと考えられる。そこで、靱性を考慮し、焼ならし加熱温度は、PMS鋼では920℃、 $1\frac{1}{4}\text{Cr} - \frac{1}{2}\text{Mo}$ 鋼及び $2\frac{1}{4}\text{Cr} - 1\text{Mo}$ 鋼では950℃を上限とした。

### 第3節 焼ならし型低合金圧力容器用鋼溶接熱影響部の変態特性に及ぼすAl-B処理の影響

これまでの検討結果から、焼ならし型低合金圧力容器用鋼は、Al-B処理により、母材の焼入性が向上することが明らかとなった。しかし、Al-B処理がHAZの焼入性も同様に向上して硬化させた場合、本論文の目的である溶接性の改善効果は期待できないことになる。

HAZの焼入性に及ぼすAl-B処理の影響は、PMS鋼及び $1\frac{1}{4}\text{Cr} - \frac{1}{2}\text{Mo}$ 鋼に関する検討により明らかにされている。すなわち、Fig.3-10に示したように、PMS鋼は同一 $P_{CM}$ 値で比較すると、Al-B処理により母材の強度が大きく上昇するが、HAZの溶接低温割れ感受性は変化しなかった。HAZの溶接低温割れ感受性が、HAZの硬さと良好な相関関係があることが知られており、溶接低温割れ感受性が変化しなかったことは、硬さが変化しなかったことをあらわしていると考えられる。<sup>81)</sup>したがって、Al-B処理は母材の強度の向上に寄与するが、HAZを硬化させなかったと言える。更に、Fig.4-17に示したように、 $1\frac{1}{4}\text{Cr}$

— 1/2Mo鋼では同一HAZ強度で比較した場合、Al-B処理により母材の強度が大きく上昇した。したがって、1/4Cr-1/2Mo鋼においても、Al-B処理は母材の強度を上昇させたが、HAZの強度を上昇させなかったと考えられる。このように、実験結果からAl-B処理はHAZの焼入性にほとんど影響を及ぼさないことが認められた。このことを更に明確にするため、HAZの変態特性に及ぼすAl-B処理の影響をCCT図によって検討した。

Fig.6-13にAl-B処理1/4Cr-1/2Mo鋼の母材(オーステナイト化温度:950℃)及びHAZ(オーステナイト化温度:1350℃)に相当するCCT図を示した。供試鋼は転炉溶製を行った後、熱間圧延を行って板厚75mmに仕上げたものである。鋼板の熱処理条件は、950℃で加熱後空冷の焼ならし処理及び710℃×5h加熱後空冷の焼もどし処理である。

母材のCCT図{Fig.6-13(a-1)}において、冷却曲線No.10の冷却速度( $t_{500}^{800}=3.7^{\circ}\text{C}/\text{min}$ )は、板厚200mmの焼ならし処理における板厚中心部の冷却速度( $t_{500}^{800}=3.5^{\circ}\text{C}/\text{min}$ )とほぼ同等である。したがって、Al-B処理1/4Cr-1/2Mo鋼は、板厚200mmの焼ならし処理においても、初析フェライトの析出量が少なく、高い硬さ(Hv292)を示しており、良好な焼入性を有していると言える。

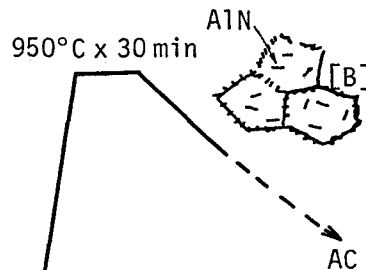
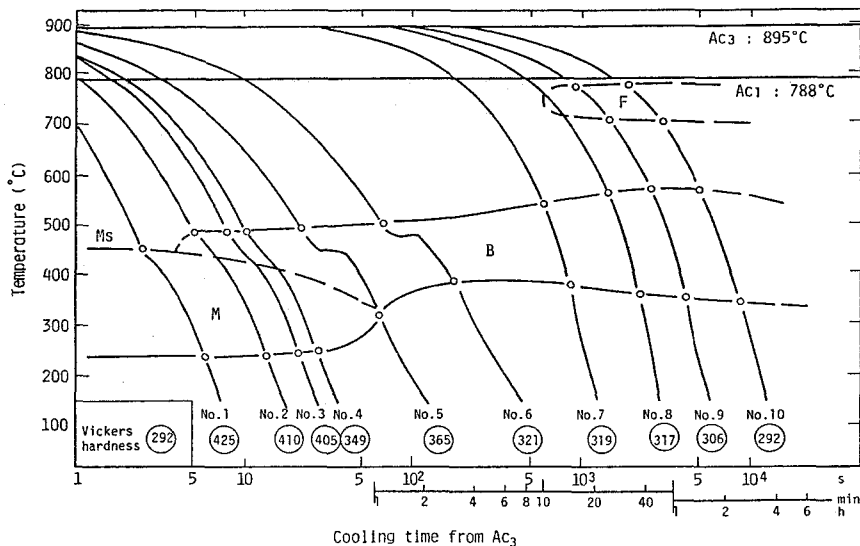
一方、HAZのCCT図{Fig.6-13(b-1)}において、冷却曲線No.16は800~500℃の冷却時間が19.5s( $t_{500}^{800}=923.1^{\circ}\text{C}/\text{min}$ )であり、板厚32mm以上、溶接入熱量35KJ/cmのサブマージアーク溶接ボンド部の冷却時間(800~500℃の冷却時間が20s)とほぼ同等である。また、このときの硬さはHv349であった。Bを添加していない1/4Cr-1/2Mo鋼(C=0.13%)<sup>82)</sup>の溶接ボンド部の硬さは、類似の冷却速度において、Hv335であり、Al-B処理1/4Cr-1/2Mo鋼(C=0.15%)に比べて、わずかに低かった。しかし、Al-B処理1/4Cr-1/2Mo鋼の方がC量が0.02%高いことを考慮に入れると、HAZの焼入性に及ぼすAl-B処理の影響はほとんどないと言える。

焼ならし処理及びHAZにおけるAl,B及びNの挙動を、焼入れ焼もどし鋼に関する研究結果<sup>55),56)</sup>から推定した模式図をそれぞれ、Fig.6-13(a-2)及びFig.6-13(b-2)に示した。焼ならし加熱時(加熱温度950℃)においては、NがAlNとして結合しているため、Bはsol.Bとしてオーステナイト粒界に、焼入性の向上に必要な量だけ偏析することによって焼入性を向上させる<sup>55),56)</sup>{Fig.6-13(a-1)}。これに対し、HAZ(最高到達温度1350℃)においては、AlNが再固溶してAlとNにわかれるため、BはNと結びついてBNとして析

Chemical compositions

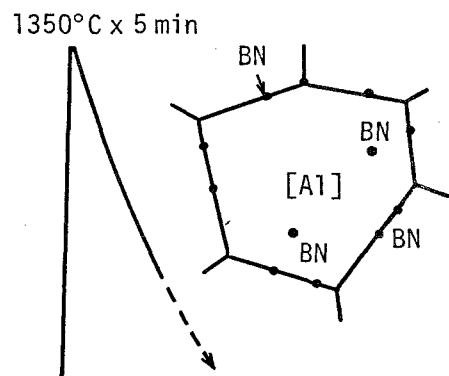
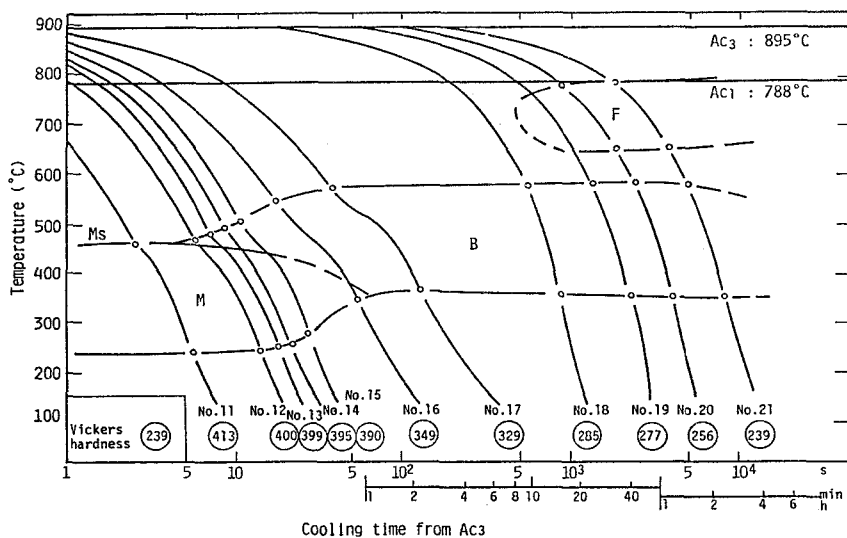
(wt %)

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	sol.Al	B
0.15	0.54	0.59	0.010	0.004	1.34	0.51	0.059	0.0005



(a-2) State of B during normalizing treatment

(a-1) Base metal, Austenitized at 950°C for 30 min



(b-2) State of B during welding heat cycle

(b-1) HAZ, Austenitized at 1350°C for 5 min

Fig. 6-13 Continuous cooling transformation diagrams of Al-B treated 1-1/4Cr-1/2Mo steel for normalizing treatment (a) and for welding heat cycle (b).

55),56) 出する {Fig.6-13(b-2)}。この結果、焼入性向上に有効な sol.B 量が得られなくなるため、HAZはAl-B処理による変態特性の変化がほとんどなく、硬さが従来鋼と大差なかったものと考えられる。

#### 第4節 焼ならし型低合金圧力容器用鋼のAl-B処理による焼入性向上効果に及ぼす圧延加熱温度の影響

前節では焼ならし型低合金圧力容器用鋼HAZの変態特性は、Al-B処理の影響をほとんど受けないことを示した。また、その原因として、1350°Cに加熱されたHAZでは、AlNが再固溶し、BはNと結合してBNとなって焼入性向上効果を失うことが考えられることを示した。このような高温加熱により、Al-B処理による焼入性向上効果が失われることは、焼入れ焼もどし鋼の焼入性に及ぼす圧延加熱温度の影響の検討において示されている<sup>83)</sup>。焼ならし鋼においても、圧延加熱温度が高い場合、Al-B処理による焼入性向上効果が失われることが考えられる。そこで、Al-B処理焼ならし型低合金圧力容器用鋼の焼入性に及ぼす圧延加熱温度の影響を検討した。

Table 6-3 に供試鋼の化学組成、実験方法及び得られた機械的特性をまとめて示した。供試鋼はAl-B処理低Si 2¼Cr-1Mo鋼であり、転炉溶製を行った後、熱間圧延を行って板厚150mmとしたものである。この鋼板を、更に2種類の温度(P1:1100°C,P2:1220°C)に加熱した後、熱間圧延を行って板厚21mmとした。鋼板の熱処理条件は950°C×1h加熱後、板厚150mm相当の空冷の焼ならし処理( $t_{500}^{800}=5.3^{\circ}\text{C}/\text{min}$ )及び710°C×10h加熱後炉冷のPWHTである。鋼P1及び鋼P2の光学顕微鏡組織をFig.6-14に示した。

Table 6-3 Effect of rolling temperature on mechanical properties of Al-B treated 2-1/4Cr-1Mo steel

Steel P Chemical composition (wt %)		C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	sol.Al	B	N
		0.16	0.12	0.54	0.010	0.004	2.41	0.98	0.020	0.0009	0.0068
Mark	Rolling	Heat treatment				YP (kgf/mm <sup>2</sup> )	TS (kgf/mm <sup>2</sup> )	E1 (%)	RA (%)	vTrs (°C)	
P1	Heating at 1100°C 150 → 21t (950°C) AC	950°C x 1h control-cooled corresponding to 150mm <sup>t</sup> + 700°C x 10h FC				40.7	59.0	32.2	77.1	-48	
P2	Heating at 1220°C 150 → 21t (950°C) AC					29.2	53.7	33.6	75.0	0	

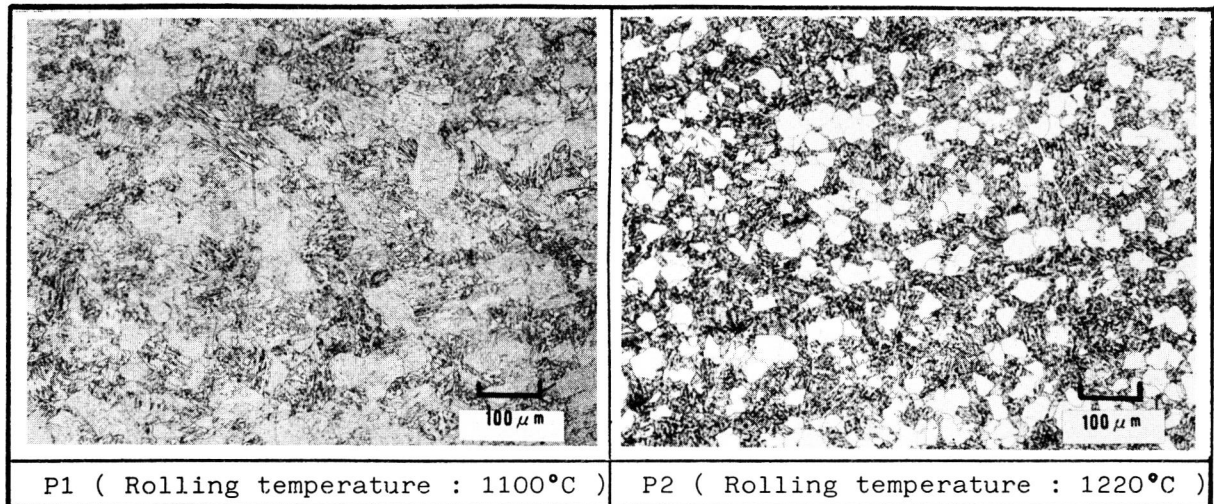


Fig. 6-14 Effect of rolling temperature on optical microstructure of Al-B treated 2-1/4Cr-1Mo steel  
(150 mm<sup>t</sup>, 950°C Normalizing + 700°C x 10 h FC)

鋼P1 ( 圧延加熱温度 : 1100°C ) は、光学顕微鏡組織の大部分がベイナイト組織であり、Table 6-3 に示したように、常温引張特性及び靱性共に良好であった。これに対し、鋼P2 ( 圧延加熱温度 : 1220°C ) は、フェライト + ベイナイト組織でフェライト組織の割合が多く、常温の引張強さ、降伏強さ及び靱性が鋼P1 に比べて大幅に低下した。

以上のように、焼ならし鋼においても、Al-B処理により焼入性向上を図る場合、圧延加熱温度はAIN が再固溶しない温度以下に保つことが必要であることが認められた。AIN の平衡固溶温度は、前に示した(1)~(5)式を用いて計算によって求められる。しかし、計算で求めたAIN の平衡固溶温度は、AIN の化学分析値から求めた平衡固溶温度より約50~150<sup>84),85)</sup> °C低いことが示されている。また、オーステナイト中のAIN の析出量の計算値は、高温側<sup>85)</sup> (約1000~1200°C)では、AIN の析出量の分析値より低下することが示されている。したがって、約1000~1200°Cにおけるオーステナイト中では、AIN の固溶は平衡状態に達していないと考えられる。Table 6-3 の2¼Cr-1Mo鋼 (鋼P, sol. Al = 0.020%, B = 9ppm, N = 68ppm) におけるAIN の平衡固溶温度の計算値は約985°Cであった。しかし、鋼P1は圧延加熱温度が1100°CとAINの平衡固溶温度より高温であるにもかかわらず、高い強度と靱性が得られており、ベイナイト組織であった。焼ならし型低合金圧力容器用鋼においてAl-B処理による焼入性向上効果を得るために必要なsol. Al, B及びN量の適正範囲をFig. 6-10に示したが、鋼Pはsol. Al量が適正範囲の下限値よりわずかに低く、



N量が適正範囲の上限値に近い鋼であり、適正範囲内の組成では sol.N 量が最も多くなると考えられる鋼である。この鋼において、圧延加熱温度 1100°C で良好な焼入性が得られたことから、Al-B処理焼ならし型低合金圧力容器用鋼は圧延加熱温度が 1100°C 以下であれば、良好な焼入性が得られることが認められた。

また、圧延加熱温度が高く、焼入性が低下した Al-B処理鋼の焼入性回復処理についても検討が行われており、1000°Cで1h加熱保持することにより焼入性が回復することが示されている。<sup>56),85)</sup>しかし、この焼入性回復処理の機構は、 $Al+BN \rightarrow AlN+B$ の反応により sol.B 量が増加するとする説と、<sup>56)</sup>AlNの析出が完了した後に  $BN \rightarrow B+N$ の反応により sol.B 量が増加するとする説<sup>85)</sup>があり、明らかにはされていない。

このように、Al-B処理は適正な化学組成範囲 (sol.Al, B 及び N量)、圧延加熱温度及び熱処理条件を組合せることによって初めて、焼入性向上効果を発揮するものと言える。

## 第5節 焼ならし鋼の微量Bによる焼入性向上機構

Fig.6-9に示したように、焼ならし型低合金圧力容器用鋼の焼入性向上に必要な sol.B 量の下限值は、約 1.4~1.6ppmであると考えられる。この値は、焼入れ焼もどし鋼の焼入性向上に必要とされる sol.B 量の下限值<sup>56),57),71)</sup>(約 3ppm)よりも少なかった。そこで、この差の原因を知る目的で、焼ならし鋼の微量Bによる焼入性向上機構について考察した。

焼入性向上に有効なBは、固溶状態でオーステナイト粒界に偏析しているB原子であるとされている。<sup>56),57)</sup>粒界に偏析する溶質の原子濃度の温度依存性は、McLeanによりGibbsの吸着式<sup>86)</sup>を基に求められ、次のように示されている。<sup>87)</sup>

$$C_d = \frac{C_e Q / RT}{1 + C_e Q / RT} \dots\dots\dots (6)$$

- ここで  $C_d$  : 粒界の溶質原子濃度 (at %/100)
- $C$  : 平均溶質原子濃度 (at %/100)
- $Q$  : 粒内及び粒界における溶質原子の歪エネルギーの差 (cal/mole)
- $R$  : ガス定数 (1.987 cal/mole · K)
- $T$  : 温度 (K)

オーステナイト粒界におけるBの偏析量がこの式に従うとすると、この式は、温度の低下に

伴ってオーステナイト粒界の B 量が増加することを示している。ここで、更に厳密に焼入性向上に有効な B を規定すると、変態開始温度直上において固溶状態でオーステナイト粒界に偏析している B 原子が焼入性向上に有効である、と考えられる。

焼ならし鋼は焼ならし加熱温度からの冷却速度が遅いため（例えば板厚 50~200mm で  $t_{500}^{800}=15.8\sim 3.5\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$ ），その冷却途中で温度の低下に伴ってオーステナイト粒界への B の偏析量が増加することが考えられる。これに対し、焼入鋼は焼入れ加熱温度からの冷却速度が速いため（ $t_{500}^{800}$  は約  $300\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$  以上），その冷却途中でオーステナイト粒界への B の偏析量が変化する時間が少なく，焼入れ加熱温度におけるオーステナイト粒界の sol. B 量がほぼ焼入性を決定すると考えられる。<sup>88)</sup> そこで、焼ならし処理及び焼入れ処理の冷却途中の B のオーステナイト粒界への偏析挙動を考察した。

B の粒界への偏析及び析出の速度に関する研究によると、 $1350\text{ }^{\circ}\text{C}$  で固溶した B（鋼中の B 量は 5 ppm）の等温保持中のオーステナイト粒界への偏析潜伏時間は、 $700\text{ }^{\circ}\text{C}$  で最も短かく約 10s であり、 $700\text{ }^{\circ}\text{C}$  よりも高い温度でも低い温度でも長くなるような C 曲線であらわされることが示されている。<sup>89)</sup> 本研究で用いた実験条件の中では、板厚 50mm の場合に焼ならし加熱温度からの冷却速度が最も速くなる。そこで、板厚 50mm の鋼板の板厚中心部における焼ならし処理（ $t_{500}^{800}=15.8\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$ , Fig. 2-9 及び Fig. 2-14 参照）及び焼入れ処理（ $t_{500}^{800}=600\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$ , 参考文献（90）参照）の冷却時の温度-時間線図と前述の B のオーステナイト粒界への偏析潜伏時間の C 曲線とを比較して Fig. 6-15 に示した。焼ならし及び焼入れ加熱温度（ $900\sim 950\text{ }^{\circ}\text{C}$ ）における B のオーステナイト粒界への偏析潜伏時間が約 130~450s であることから、焼ならし及び焼入れ加熱保持中（保持時間は 30min）に B はオーステナイト粒界へ偏析すると考えられる。また、焼ならし処理と焼入れ処理とを比較すると、焼ならし処理ではその冷却曲線が B の偏析潜伏時間曲線と交わっており、焼ならし加熱温度からフェライト変態開始温度（約  $780\sim 800\text{ }^{\circ}\text{C}$ ）までの冷却途中に、B のオーステナイト粒界への偏析量が増加することが十分考えられる。これに対し、焼入れ処理ではその冷却曲線が B の偏析潜伏時間曲線と交わらず、焼入れ加熱温度からベイナイト変態開始温度（約  $580\sim 600\text{ }^{\circ}\text{C}$ ）までの冷却途中に、B のオーステナイト粒界への偏析量がほとんど変化しないと考えられる。

このような温度の低下に伴うオーステナイト粒界の B 量の増加の程度を定量的に検討する目的で、粒界の sol. B 量を(6)式を用いて計算で求めた。(6)式の中で、Q の値は 7 ppm の B を含む炭素鋼に関して、粒界への B の偏析量の実測値を基に求められた値（ $Q=9600\text{ cal}/\text{mole}\cdot\text{K}$ ）<sup>58)</sup>

を用いた。

Fig.6-16にオーステナイト化温度(900及び950℃)におけるオーステナイト中のsol.B量と粒界のsol.B量との関係の計算結果を示した。オーステナイト中のsol.B量と粒界のsol.B量との関係は、それぞれの温度について直線であらわされることが認められた。この結果は、あるオーステナイト化温度で、オーステナイト中のsol.B量が増加した場合、それに比例して粒界のsol.B量も増加することを示している。このことから、オーステナイト中のsol.B量の計算{(1)~(5)式を用いて行った}において設けた(1)の前提条件(焼入性向上に有効なBはオーステナイト中のsol.Bである)は、焼入性向上効果に及ぼすsol.Al,B及びN量の影響を比較検討するうえでは、十分意味のある仮定であったと考えられる。

Fig.6-17に、オーステナイト中のsol.B量が1.6及び3ppmのときの、粒界のsol.B量と温度との関係を示した。焼ならし鋼の焼入性向上に必要なsol.B量の下限値が約1.6ppm、焼入れ鋼の焼入性向上に必要なsol.B量の下限値が約3ppmと考えられることから、計算はこれらの値を用いて行った。また、sol.B量1.6及び3ppmは、オーステナイト化温度(それぞれ、焼ならし加熱温度及び焼入れ加熱温度)である950℃における値とした。オーステナイト中のsol.B量は温度の低下に伴って減少することが、BとNとの溶解度積<sup>72)</sup>から予想される。しかし、Fig.6-9に認められたように、焼ならし加熱温度が950℃と高い2¼Cr-1Mo鋼は、焼ならし加熱温度が900℃と低いPMS鋼に比べて、同じB及びN量で比較すると、焼入性向上に必要なsol.Al量の下限値が低かった。このことから、2¼Cr-1Mo鋼は焼ならし加熱温度(950℃)から900℃までの冷却途中にsol.B量がほとんど変化しなかったことを示していると考えられる。そこで、ここでは、オーステナイト化温度におけるオーステナイト中のsol.B量は、変態開始温度まで変化しないと仮定して計算を行った。

Fig.6-17に認められるように、例えば焼入れ鋼の焼入れ加熱温度(900~950℃)におけるオーステナイト中のsol.B量が3ppmの場合、この焼入れ鋼のこの温度における粒界のsol.B量は、約150~180ppmであった。これに対し、例えば焼ならし鋼の焼ならし加熱温度(900~950℃)におけるsol.B量が1.6ppmの場合、この焼ならし鋼は、焼ならし加熱温度における粒界のsol.B量が約80~100ppmと低いが、フェライト変態開始温度(約800℃)直上でのオーステナイト粒界のsol.B量が約140ppmと増加した。これらの計算結果から、焼入性向上に必要な粒界のsol.B量の下限値は約140ppmと推定された。

以上のように、(6)式から求めた粒界のsol.B量の比較からも、焼ならし鋼の焼入性が微量

のBにより向上した原因は、焼ならし加熱温度からフェライト変態開始温度までの冷却途中にオーステナイト粒界のsol.B量が増加したためであると考えられる。

Fig.6-18に、以上の結果をまとめて焼ならし鋼(a)と焼入れ鋼(b)におけるB原子の分布状態を模式図にして示した。図中のFはフェライト、Bはベイナイト、Mはマルテンサイトの組織であることをあらわしている。焼入れ鋼は、焼入れ時の冷却速度が速いため、焼入れ加熱温度からの冷却途中にオーステナイト粒界へのBの偏析量が増加する時間が少ない。このため、焼入れ鋼は焼ならし鋼よりも多量のB(例えば20ppm)を添加して、焼入れ加熱温度において焼入性向上に必要なオーステナイト粒界のsol.B量を確保することが必要である。これに対し、焼ならし鋼は、焼ならし加熱温度からフェライト変態開始温度までの冷却速度が遅いため、その冷却途中に温度の低下に伴ってオーステナイト粒界へのBの偏析量が増加する。このため、焼ならし鋼はB量が微量(例えば3ppm)であっても、フェライト変態開始温度直上でのオーステナイト粒界のsol.B量が高くなり、焼入性が向上したと考えられる。

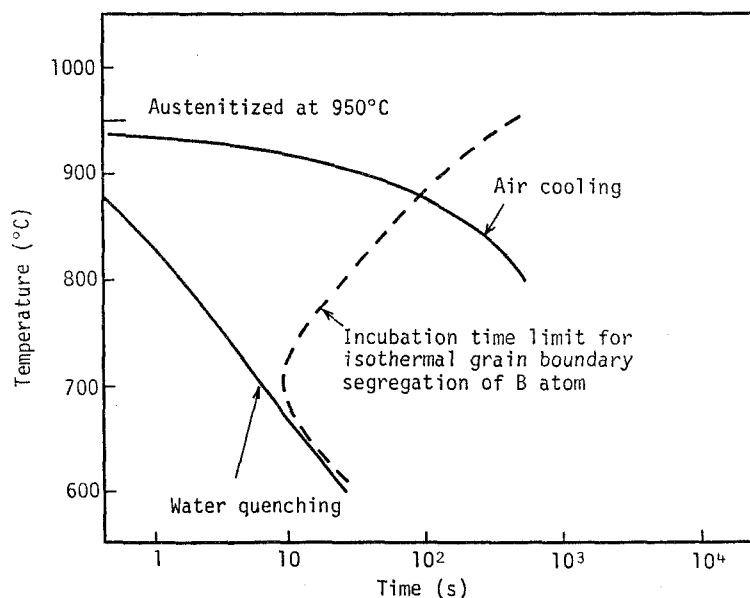


Fig. 6-15 Comparison between incubation time limit for isothermal grain boundary segregation of B atom and cooling curve for air cooling and water quenching in the center of 50mm thick plates

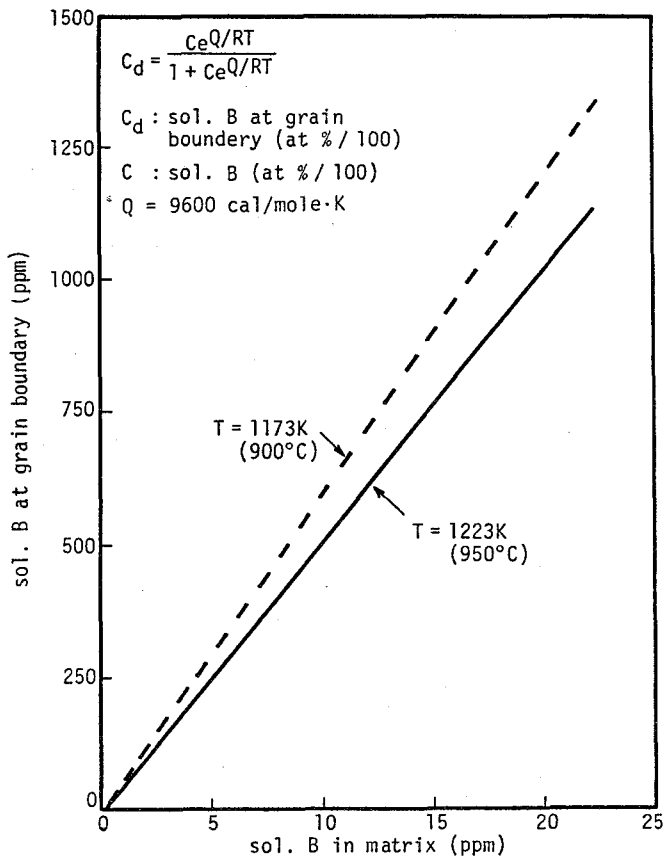


Fig. 6-16 Relation between sol.B content at grain boundary and sol.B content in matrix

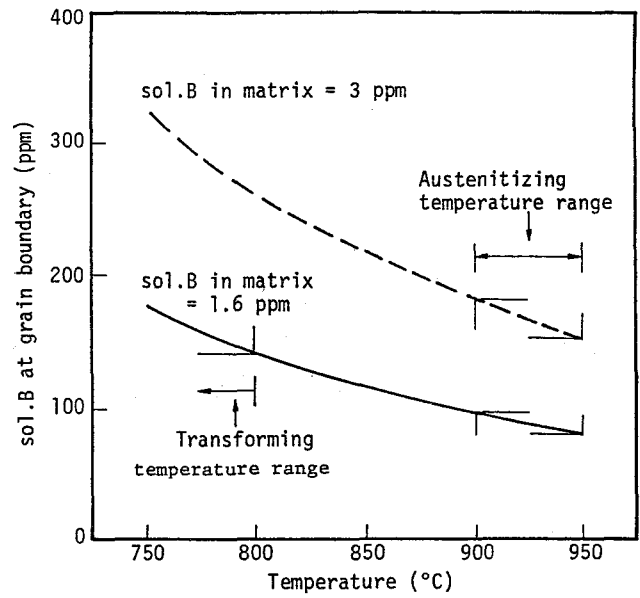


Fig. 6-17 Relation between sol.B content at grain boundary and temperature

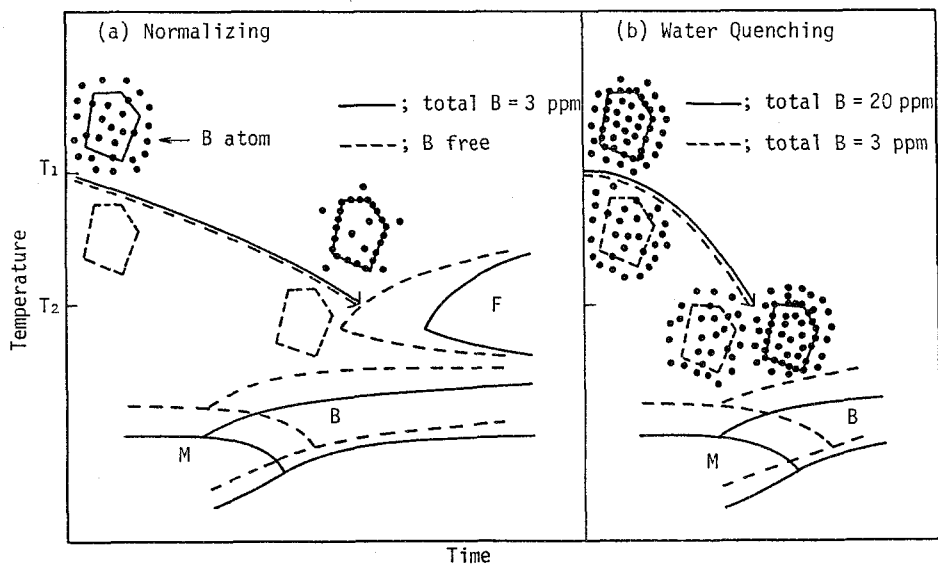


Fig. 6-18 Schematic explanation of a small amount of B to be effective for normalizing treatment

## 第6節 結 論

本章では焼ならし型低合金圧力容器用鋼において、Al-B処理による焼入性向上効果を得るための条件を検討した。

本章で得られた主な結論は次のとおりである。

- (1) 実験結果から求めた焼入性向上効果の有無の判定結果と、Al-B-N間の平衡析出反応に基づき計算で求めたsol.B量の値とから求めた焼入性向上に必要なsol.B量の下限値は、PMS鋼及び $1\frac{1}{4}\text{Cr}-\frac{1}{2}\text{Mo}$ 鋼では約1.6ppm、 $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼では約1.4ppmであった。
- (2) 焼入性向上に必要なsol.B量の下限値を確保するために必要なsol.Al量の下限値は、N量の増加及びB量の低下に伴って上昇した。しかし、B量の影響が極めて小さく、例えばN量が一定でB量が2ppmから10ppmへ増加しても焼入性向上に必要なsol.Al量の下限値は、約0.001%しか低下しないことが認められた。
- (3) 実験結果及びsol.B量の計算結果から、焼入性向上に必要で、かつ良好な靱性が得られるsol.Al及びB量の範囲をN量が70ppm以下の場合について設定した。焼入性向上に必要なB量の下限値は鋼種によらず2ppmとした。また、焼入性向上に必要なsol.Al量の下限値は鋼種によって異なり、B量が2ppmの場合、PMS鋼では0.043%、 $1\frac{1}{4}\text{Cr}-\frac{1}{2}\text{Mo}$ 鋼では0.040%、 $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼では0.022%とした。
- (4) 焼入性向上に必要なsol.Al量の下限値が鋼種によって異なった原因は、主に焼ならし加熱温度の差にあり、焼ならし加熱温度の上昇に伴って、sol.B量が増加したためであると考えた。しかし、焼ならし加熱温度の上昇は、オーステナイト粒径の増加に伴う組織の粗大化により、靱性の劣化を招くと考えられる。そこで、靱性を考慮し、焼ならし加熱温度は、PMS鋼では920℃、 $1\frac{1}{4}\text{Cr}-\frac{1}{2}\text{Mo}$ 鋼及び $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼では950℃を上限した。
- (5) HAZはAlNが再固溶する高温に加熱されるため、Bがsol.Nと結合してBNとなって焼入性向上効果を失うことから、その変態特性に及ぼすAl-B処理の影響はほとんどないと考えられる。
- (6) Al-B処理による焼入性向上効果を得るためには、圧延加熱温度は、AlNが再固溶しない温度以下とすることが必要であり、本研究で設定した適正範囲のsol.Al、B及びN量の鋼では1100℃以下とすることが必要であると考えられる。
- (7) 焼ならし鋼の焼入性向上に必要なsol.B量の下限値は、焼入れ鋼の焼入性向上に必要なとされるsol.B量の下限値より低かった。この原因は、焼ならし鋼では焼ならし加熱温度が

らの冷却途中にオーステナイト粒界へのBの偏析量が増加するのに対し、焼入れ鋼では焼ならし加熱温度からの冷却途中にオーステナイト粒界へのBの偏析量が増加する時間が少なく、焼ならし加熱温度での粒界のsol.B量が焼入性を決定するためであると考えられる。

## 第7章 A1-B処理低合金圧力容器用鋼の実用化の検討

### 第1節 緒言

前章までに示したように、低合金圧力容器用鋼はA1-B処理による焼入性向上効果を活用することにより、鋼材の機械的特性を損うことなく、溶接性あるいは焼もどしぜい性に関する課題が解決されることを明らかにした。

本章ではこれらの改善効果を確認するため、A1-B処理PMS鋼、 $1\frac{1}{4}\text{Cr}-\frac{1}{2}\text{Mo}$ 鋼及び $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼の現場製造材の特性を調査した。更に、A1-B処理 $1\frac{1}{4}\text{Cr}-\frac{1}{2}\text{Mo}$ 鋼及び $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼について圧力容器への適用例を示した。

### 第2節 A1-B処理PMS鋼の現場製造材の特性

Table 7-1にA1-B処理PMS鋼の化学組成を示した。供試鋼は、第3章の検討結果に基づき、高い強度及び良好な靱性を得るためにCr(約0.40%)—Mo(約0.20%)系を基本成分系とした。また、PMS35鋼は、PMS25鋼より高い強度を得るために $P_{CM}$ を増加させることが少なく強度上昇に有効なNi及びVを添加した。供試鋼は転炉溶製を行った後、熱間圧延を行って板厚100mm(PMS25鋼)及び板厚75mm(PMS35鋼)とした。Table 7-2に鋼板の熱処理条件を示した。引張試験片{10mm $\phi$ ×50mm $l$ (G.L.)}及びシャルピー衝撃試験片は板厚 $\frac{1}{4}$ 位置、圧延直角方向より採取して試験に供した。

Table 7-1 Chemical compositions of A1-B treated PMS steel (wt %)

Steel	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Nb	sol.Al	B	N	PCM*
PMS25	0.08	0.23	1.46	0.007	0.002	tr.	0.39	0.24	tr.	0.013	0.048	0.0006	0.0051	0.199
PMS35	0.09	0.25	1.52	0.008	0.005	0.17	0.46	0.20	0.03	0.019	0.046	0.0008	0.0036	0.220

$$* P_{CM} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{20} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B \text{ (wt \%)}$$

Fig. 7-1にPMS25鋼及びPMS35鋼の焼ならし+焼もどし処理後のシャルピー衝撃特性を示した。PMS35鋼は、PMS25鋼に比べて強度が高いため靱性が劣るか、0℃の吸収エネルギーが12kgf·m以上の良好な値を示した。

Fig. 7-2にPMS25鋼の機械的特性に及ぼす

Table 7-2 Heat treating condition of A1-B treated PMS steel

Steel	Plate thickness	Normalizing	Tempering
PMS25	100mm	900℃ → AC*	650℃ → AC*
PMS35	75mm	900℃ → AC*	620℃ → AC*

\* AC ; Air cooling



PWHT条件の影響を示した。PMS 25鋼は焼もどしパラメータの増加に伴う強度の低下が少なく、焼もどしパラメータが18.5（例えばPWHT温度が600℃の場合、PWHT時間は15h）まで規格強度（TS at RT  $\geq 52$  kgf/mm<sup>2</sup>，YP at RT  $\geq 36$  kgf/mm<sup>2</sup>，YP at 350℃  $\geq 25$  kgf/mm<sup>2</sup>）を十分満足した。また、靱性は焼もどしパラメータが18.3を超えると劣化したが、0℃の吸収エネルギーが20 kgf・m以上と良好であった。

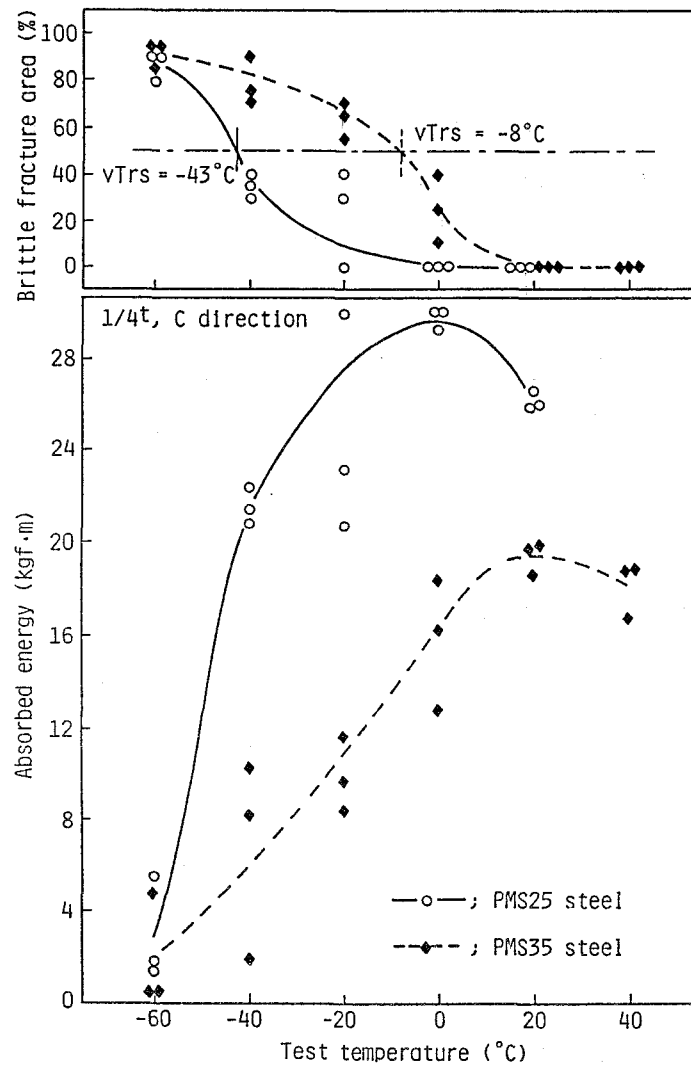


Fig. 7-1 Charpy impact properties of Al-B treated PMS steel (Normalized + Tempered)

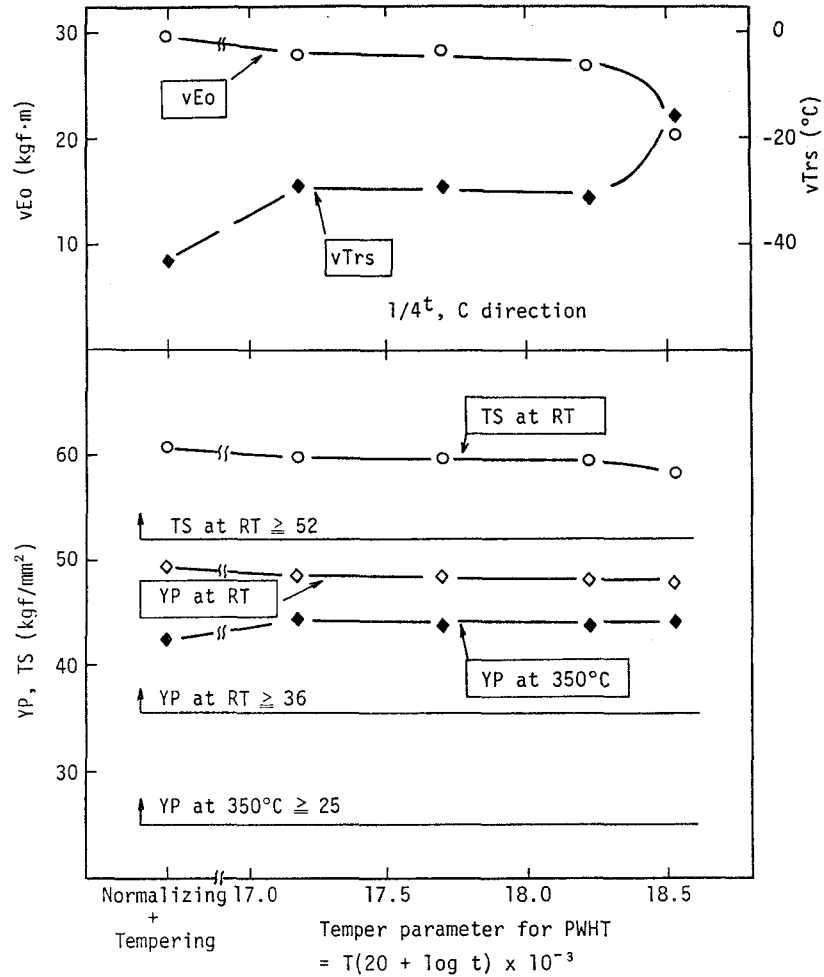


Fig. 7-2 Effect of PWHT condition on tensile properties and toughness of Al-B treated PMS25 steel

Fig. 7-3 に PMS 35 鋼の機械的特性に及ぼす PWHT 条件の影響を示した。 PMS 35 鋼は焼もどしパラメータの増加に伴う強度及び靱性の変化が少なく、焼もどしパラメータが 18.5 まで規格強度 (TS at RT  $\geq 60$  kgf/mm<sup>2</sup>, YP at RT  $\geq 44$  kgf/mm<sup>2</sup>, YP at 350°C  $\geq 35$  kgf/mm<sup>2</sup>) を十分満足し、良好な靱性を示した。

Al-B 処理 PMS 鋼のサブマージーク溶接継手部特性は、Table 7-3 に示す条件を用いて検討した。溶接継手部の引張試験片 (JIS Z 3121 1号) 及びシャルピー衝撃試験片は板厚 1/4 位置より採取して試験に供した。

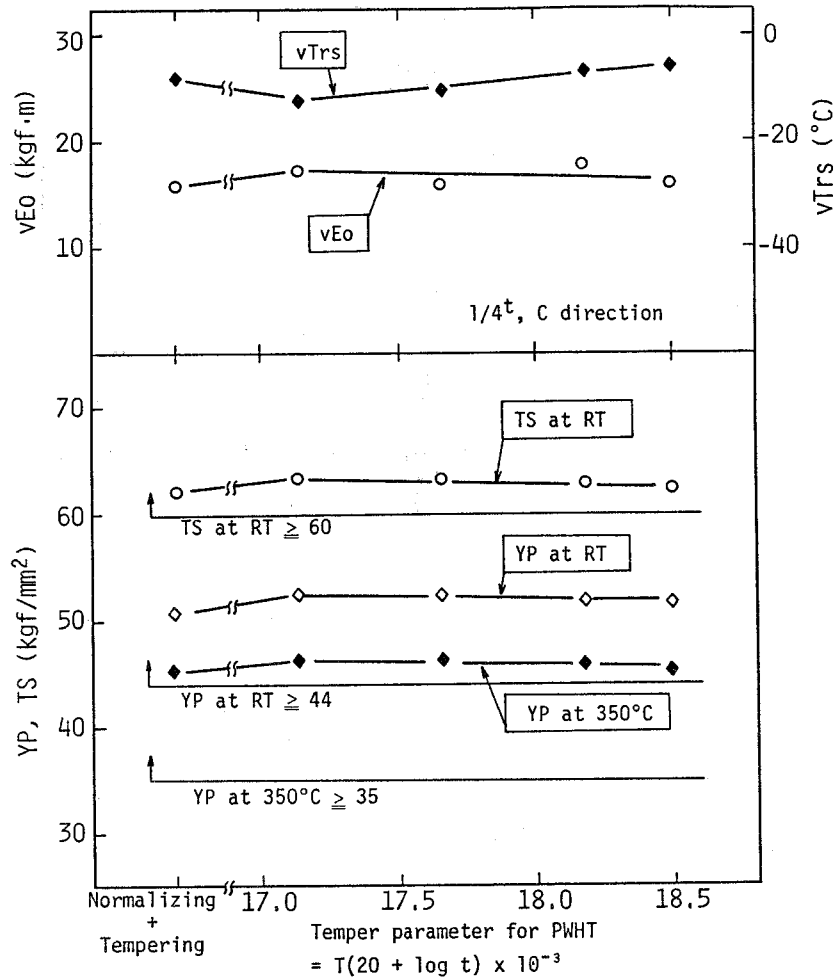


Fig. 7-3 Effect of PWHT condition on tensile properties and toughness of Al-B treated PMS35 steel

Table 7-3 Welding condition

		PMS25	PMS35
Edge preparation			
Welding current (A)		680	650
Arc voltage (V)		35	35
Travel speed (cm/min)		33	35
Heat input (kJ/cm)		43	39
Preheating & interpass temperature		150°C	150°C
Welding material	Wire	Correspond to AWS F7A6-EH14	Correspond to AWS F8A6-EG-A4
	Flux	Fused type	Fused type
Post weld heat treatment		600°C x 7.5h FC*	600°C x 6.75h FC*

\*FC : Furnace cooling

Table 7-4 に PMS 25 鋼及び PMS 35 鋼の溶接継手部引張試験結果を示した。両鋼共に、引張強さは規格を十分満足しており、このときの破断位置がすべて溶接金属部であったことから、A1-B 処理 PMS 鋼の母材及び HAZ は、規格の強度を十分満足することが確認された。

Table 7-5 に PMS 25 鋼及び PMS 35 鋼のシャルピー衝撃試験結果を示した。更に、Fig. 7-4 及び Fig. 7-5 に、PMS 25 鋼及び PMS 35 鋼の溶接ボンド部及び溶接金属部のシャルピー衝撃特性を示した。両鋼共に、溶接ボンド部の靱性は 0°C の吸収エネルギーが 5 kgf・m 以上と良好であった。

Fig. 7-6 に PMS 25 鋼及び PMS 35 鋼の斜め Y 形溶接割れ試験法（試験片板厚 50 mm）による溶接低温割れ試験結果を示した。溶接は、それぞれの鋼の強度に適合した溶接棒を用いて、被覆アーク溶接法（溶接入力 17 kJ/cm）で行った。PMS 25 鋼 ( $P_{CM} = 0.199\%$ ) は PMS 35 鋼 ( $P_{CM} = 0.220\%$ ) よりも  $P_{CM}$  が低いにもかかわらず断面割れ率が高かった。この原因は、PMS 25 鋼の溶接に用いた溶接棒の拡散性水素量が、PMS 35 鋼のそれよりも高かったためである。しかし、両鋼共、割れ停止予熱温度は 75°C と同じであった。

以上のように、A1-B 処理 PMS 鋼は従来の PMS 鋼（割れ停止予熱温度が 175~200°C）<sup>9)~15)</sup> に比べて割れ停止予熱温度が 100~125°C だけ低く、かつ母材及び溶接継手部の特性が良好であることが確認された。

本鋼種は WES 認定を取得し（WES 3005, 昭和 56 年 7 月認定取得）、良好な特性を有することが認められた。

Table 7-4 Tensile test results of welded joint of A1-B treated PMS steel

Steel	TS (kgf/mm <sup>2</sup> )	Fractured location	TS (kgf/mm <sup>2</sup> ) WES 3005 Specification
PMS25	59.5	Weld metal	52 ~ 66
	59.5	Weld metal	
PMS35	66.1	Weld metal	60 ~ 75
	66.2	Weld metal	

Table 7-5 Charpy impact test results of welded joint of A1-B treated PMS steel

Steel	Notch location	vTrs (°C)	vEo (kgf・m)
PMS25	Weld metal	-22	7.9
	Welded bond	-31	9.5
	HAZ center	-56	20.0
PMS35	Weld metal	-12	11.1
	Welded bond	+1	6.1

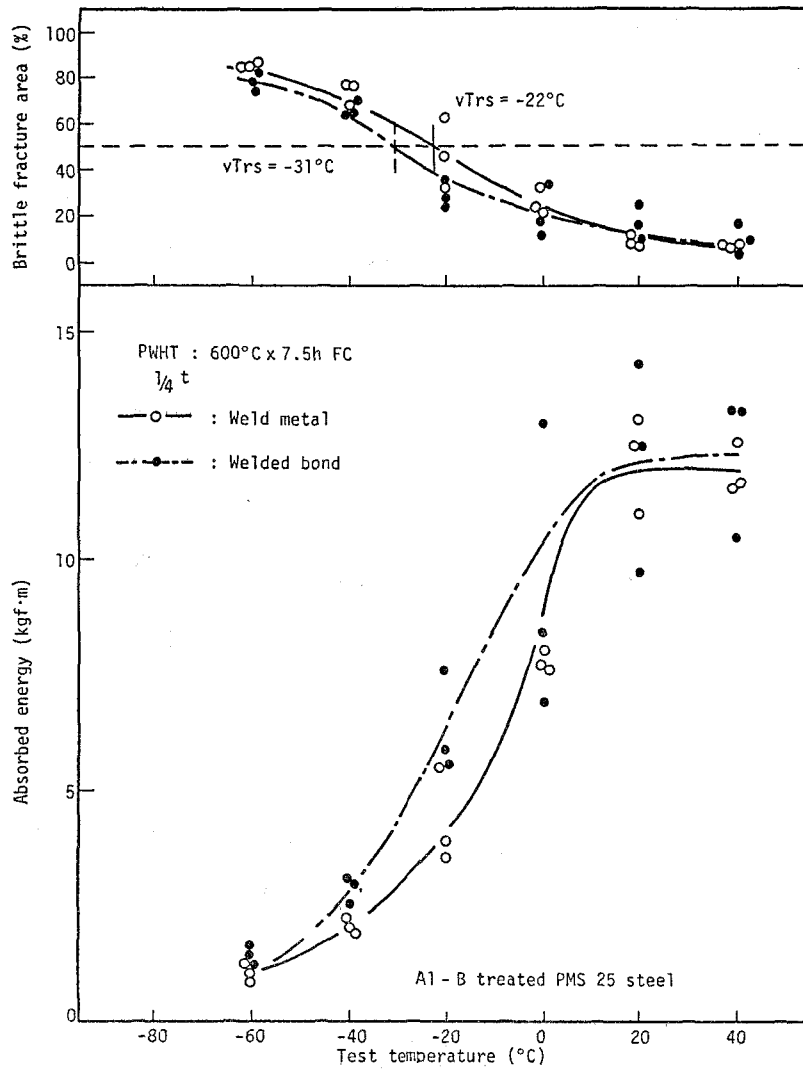


Fig. 7-4 Charpy impact properties of welded joint of Al-B treated PMS25 steel

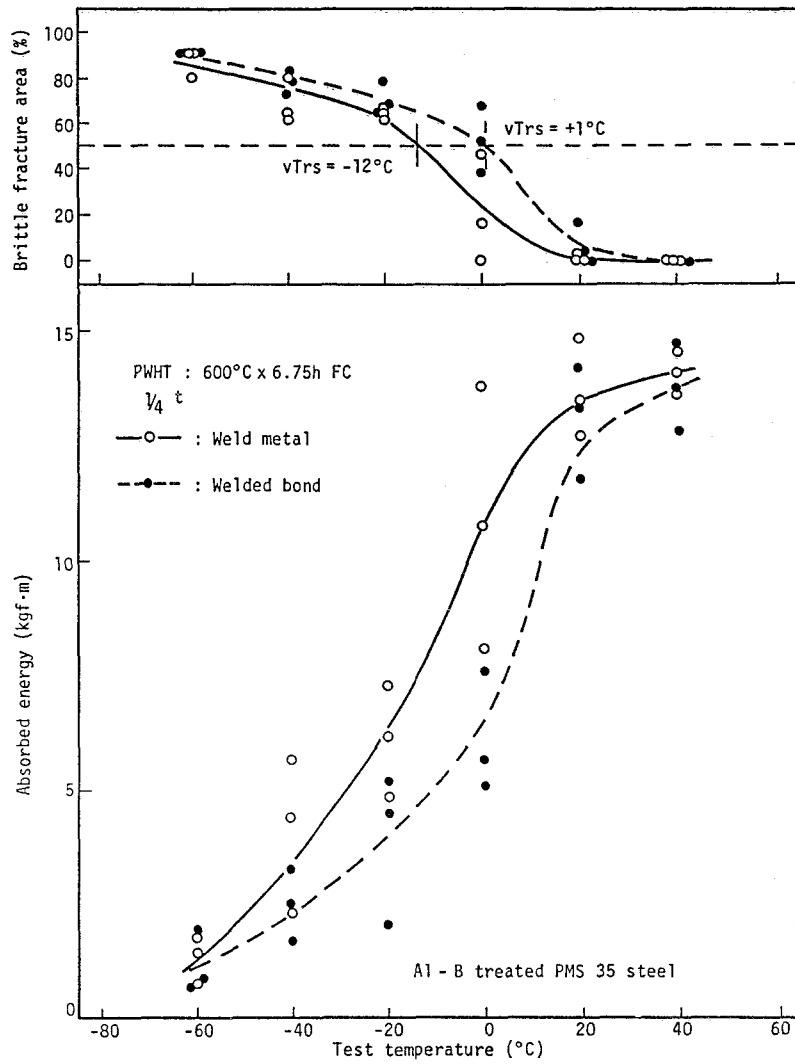


Fig. 7-5 Charpy impact properties of welded joint of Al-B treated PMS35 steel

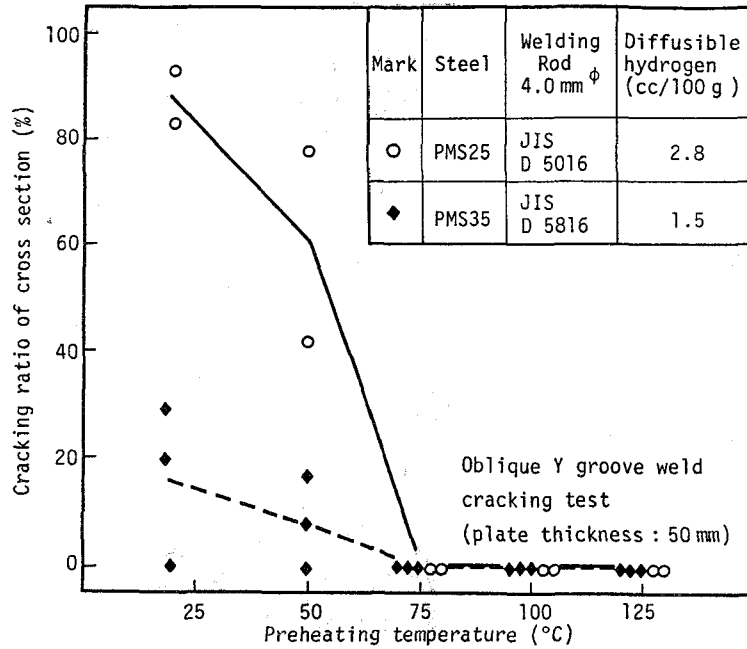


Fig. 7-6 Weld cold cracking test results of Al-B treated PMS steel

### 第3節 Al-B 処理 1¼Cr-½Mo 鋼の現場製造材の特性

Table 7-6 に Al-B 処理 1¼Cr-½Mo 鋼の化学組成を示した。供試鋼は転炉溶製を行った後、熱間圧延を行って板厚 51 mm (鋼 A) 及び

75 mm (鋼 B) とした。Table 7-7 に鋼板の熱処理条件を示した。引張試験片 { 12 mm φ × 50 mm<sup>l</sup> (G.L.) } 及びシャルピー衝撃試験片は板厚 ¼ 位置、圧延直角方向より採取して試験に供した。

Fig. 7-7 に鋼 B の PWHT 後 (700°C × 9 及び 24 h 加熱後炉冷) のシャルピー衝撃特性を示した。鋼 B は C 量が 0.15% と高いが、0°C の吸収エネルギーが 8 kgf・m 以上の良好な靱性を示した。

Table 7-6 Chemical compositions of Al-B treated 1-1/4Cr-1/2Mo steel (wt %)

Steel	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	sol.Al	B	N	Ceq*
A	0.13	0.64	0.59	0.010	0.002	1.44	0.51	0.058	0.0004	0.0036	0.670
B	0.15	0.55	0.59	0.011	0.003	1.38	0.54	0.060	0.0008	0.0060	0.682

$$* Ceq = C + \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Ni}{40} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{4} + \frac{V}{14} \quad (\text{wt } \%)$$

Table 7-7 Heat treating condition of Al-B treated 1-1/4Cr-1/2Mo steel

Steel	Plate thickness	Normalizing	Tempering
A	51 mm	925°C + AC*	700°C + AC*
B	75 mm	950°C + AC*	710°C + AC*

\* AC : Air cooling

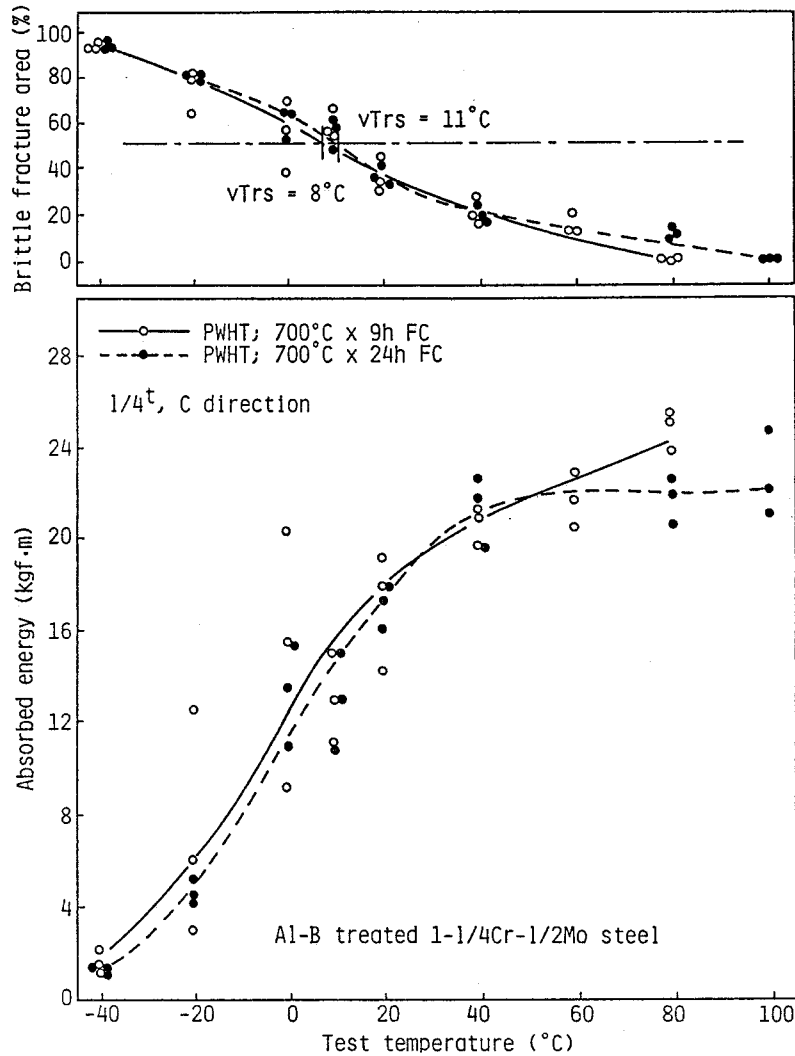


Fig. 7-7 Charpy impact properties of Al-B treated 1-1/4Cr-1/2Mo steel (Steel B)

Fig. 7-8に鋼A及び鋼Bの機械的特性に及ぼすPWHT条件の影響を示した。常温引張強さ及び靱性は焼もどしパラメータの増加に伴って低下するが、焼もどしパラメータが20.5（例えばPWHT温度が700°Cの場合、PWHT時間は12h）を超えても引張強さは規格（53 kgf/mm<sup>2</sup>以上）を十分満足し、靱性は0°Cの吸収エネルギーが10 kgf·m以上と良好であった。また、鋼A（C=0.13%）は、鋼B（C=0.15%）と比べてC量が低い、引張強さは同等であった。一方、靱性はC量の低い鋼Aの方が良好であった。このようなC量の影響は、小型溶製材で得たFig. 4-15の結果におけるC量の影響と類似の傾向を示した。

Al-B処理1¼Cr-½Mo鋼のサブマージーク溶接継手部特性は、鋼Bについて、Table 7-8に示す条件を用いて検討した。溶接継手部の引張試験片（板状引張試験片、平行部長



さ：200mm，平行部板厚：35mm，平行部板幅：25mm）は板厚 1/4 位置及び板厚 3/4 位置，溶接継手部のシャルピー衝撃試験片は板厚 1/4 位置及び板厚中心部より採取して試験に供した。

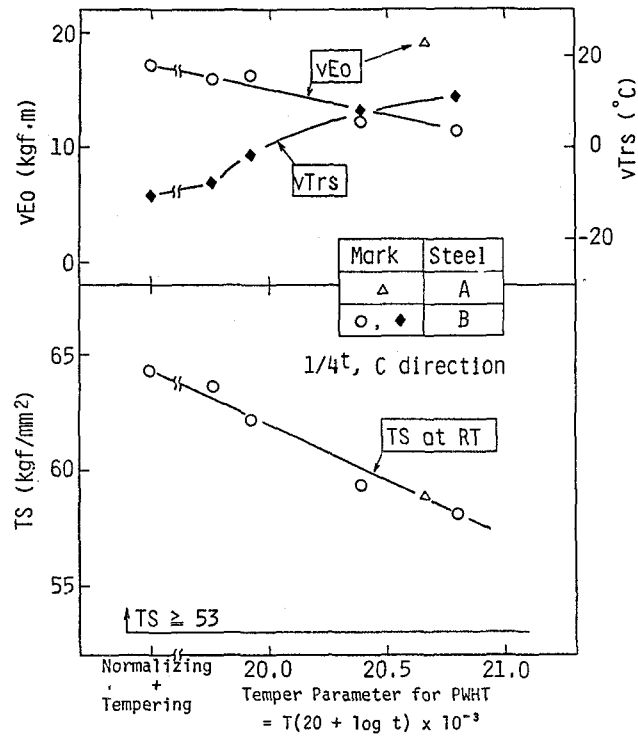


Fig. 7-8 Effect of PWHT condition on tensile strength and toughness of Al-B treated 1-1/4Cr-1/2Mo steel

Table 7-8 Welding condition

Edge preparation	Tensile test	Charpy impact test
Welding condition	Welding current (A) Arc voltage (V) Travel speed (cm/min) Heat input (kJ/cm)	660 34 30 45
Preheating temperature	200°C	
Interpass temperature	200 ~ 250°C	
Welding material	Welding wire : Correspond to AWS F9P2 EB2-B2 Welding flux : Bonded type	
Post weld heat treatment : 700°C x 9h FC*		

\*FC : Furnace cooling

Table 7-9 に鋼 B の溶接継手部引張試験結果を示した。引張強さが規格を十分満足しており、このときの破断位置がすべて溶接金属部であったことから、Al-B 処理 1/4Cr-1/2Mo 鋼の母材及び HAZ は規格の強度を十分満足することが確認された。

Table 7-10 に鋼 B の溶接継手部シャルピー衝撃試験結果を示した。溶接継手部のすべての試験位置において、靱性は 0°C の吸収エネルギーが 12 kgf·m 以上と良好であった。

Fig. 7-9 に鋼 A 及び従来の 1/4Cr-1/2Mo 鋼 (C=0.16%) の再現 HAZ の SERT 試験結果を示した。再現 HAZ の熱処理条件及び SERT 試験条件は、第 4 章に示した方法と同様であり、SERT 試験は 550°C で行った。両鋼共、破断絞り値は PWHT 温度の上昇に伴って上昇したが、同一 PWHT 温度で比較すると、Al-B 処理 1/4Cr-1/2Mo 鋼 (鋼 A) は従来の 1/4Cr-1/2Mo 鋼よりも破断絞り値が大きかった。従来の 1/4Cr-1/2Mo 鋼は母材の強度を確保するために PWHT 温度を低く制限しており (例えば 656°C 以下)、この条件での SERT 試験における破断絞り値が約 17% 以下と低かった。これに対し、Al-B 処理 1/4Cr-1/2Mo

Table 7-9 Tensile test results of welded joint of Al-B treated 1-1/4Cr-1/2Mo steel (Steel B)

Position	TS (kgf/mm <sup>2</sup> )	Fractured location	TS (kgf/mm <sup>2</sup> ) JIS G4109 SCMV3 Spec.
1/4t	57.9	Weld metal	53 ~ 70
	57.9	Weld metal	
3/4t	57.5	Weld metal	
	57.6	Weld metal	

Table 7-10 Charpy impact test results of welded joint of Al-B treated 1-1/4Cr-1/2Mo steel (Steel B)

Position	Notch location	vTrs (°C)	vTrE (°C)	vEo (kgf·m)	vE20 (kgf·m)	
1/4t	Weld metal	-5	-6	13.6	16.8	
	Welded bond	-24	-26	17.6	19.0	
	HAZ	1 mm from bond	-72	-72	21.7	23.3
		3 mm from bond	-42	-45	23.4	25.0
5 mm from bond		-13	-17	18.2	20.8	
1/2t	Weld metal	-22	-23	15.2	17.0	
	Welded bond	-39	-33	18.2	19.0	
	HAZ	1 mm from bond	-48	-45	19.5	21.4
		3 mm from bond	-20	-22	15.4	18.6
5 mm from bond		-7	-15	12.7	16.6	

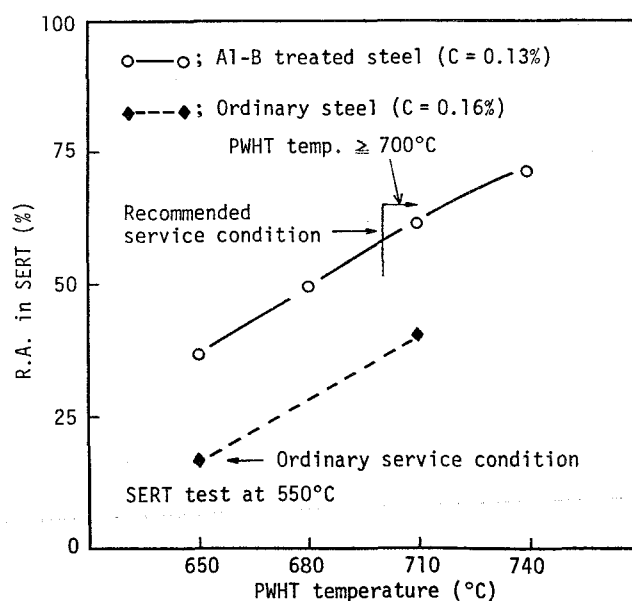


Fig. 7-9 Effect of PWHT temperature on R.A. in SERT of Al-B treated 1-1/4Cr-1/2Mo steel (Steel A) and Ordinary 1-1/4Cr-1/2Mo steel

鋼（鋼 A）は、Fig. 7-8 に示したように、高い PWHT 温度（例えば 700°C 以上）で母材の強度が規格を満足し、この条件下での SERT 試験における破断絞り値が約 55% 以上と高かった。

以上のように、Al-B 処理 1¼Cr-½Mo 鋼は C 量を 0.15% 以下と低減し、PWHT 温度を 700°C 以上とすることにより、溶接部のクリープ割れ感受性が低減し、かつ、母材及び溶接継手部の機械的特性が良好であることが確認された。

本鋼種はエチレンプラントの圧力容器（タトレリアクター）に実用化され、現在順調に稼働中である。

#### 第 4 節 Al-B 処理 2¼Cr-1Mo 鋼の現場製造材の特性

Table 7-11 に Al-B 処理 2¼Cr-1Mo 鋼の化学組成を示した。供試鋼は中 Si-低 Mn 鋼（鋼 A：Si=0.21%，Mn=0.31%）及び低 Si 鋼-通常 Mn 鋼（鋼 B：Si=0.12%，Mn=0.54%）の 2 鋼種とした。供試鋼は転炉溶製を行った後、熱間圧延を行って板厚 157 mm（鋼 A）及び 150 mm（鋼 B）とした。Table 7-12 に鋼板の熱処理条件を示した。鋼 A は焼ならし加熱（930°C）後の冷却を空冷（ $t_{500}^{800} \doteq 5.3^\circ\text{C}/\text{min}$ ）及び加速冷却（ $t_{500}^{800} = 30^\circ\text{C}/\text{min}$ ）と変化させた。引張試験片 {12.5 mmφ×50 mm<sup>l</sup> (G.L.)} 及びシャルピー衝撃試験片は、鋼 A では板厚 ¼ 位置、圧延方向より、鋼 B では板厚 ¼ 位置、圧延直角方向より採取して試験に供した。

Table 7-11 Chemical compositions of Al-B treated 2-1/4Cr-1Mo steel (wt %)

Steel	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	sol. Al	B	N	Sn	Sb	As	Ceq*1	J*2	$\bar{x}$ *3
A Low Mn 2-1/4Cr-1Mo	0.14	0.21	0.31	0.005	0.002	2.38	1.03	0.019	0.0009	0.0051	0.001	0.0010	0.002	0.934	31.2	6.0
B Low Si 2-1/4Cr-1Mo	0.16	0.12	0.54	0.010	0.004	2.41	0.98	0.020	0.0009	0.0068	0.001	0.0035	0.003	0.982	72.6	12.5

\*1  $C_{eq} = C + \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Ni}{40} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{4} + \frac{V}{14}$  (wt %)

\*2 J factor = (Si + Mn) × (P + Sn) × 10<sup>4</sup> (wt %) × (wt %)

\*3  $\bar{x} = (10P + 5Sb + 4Sn + As) \times 10^2$  (wt %)

Table 7-12 Heat treating condition of Al-B treated 2-1/4Cr-1Mo steel

Steel	Plate thickness	Normalizing	Tempering
A1	Low Mn 2-1/4Cr-1Mo 157 mm	930°C → AC*1	700°C → AC*1
A2		930°C → ACC*2	
B	Low Si 2-1/4Cr-1Mo 150 mm	950°C → AC*1	710°C → AC*1

\*1 AC : Air cooling

\*2 ACC : Accelerated cooling (mean cooling rate from 800 to 500°C = 30 °C/min)

Fig. 7-10に鋼Aの焼ならし+焼もどし処理後のシャルピー衝撃特性を示した。空冷材(鋼A1)は加速冷却材(鋼A2)に比べて少し靱性が劣るが、 $vTrs$ が $-68^{\circ}C$ の良好な値を示した。

Fig. 7-11に鋼Aの機械的特性に及ぼすPWHT条件の影響及びステップ・クーリング処理による焼もどしぜい化特性を示した。焼ならし+焼もどし処理の状態、空冷材(鋼A1)は加速冷却材(鋼A2)とほぼ同等の常温引張強さを示し、Fig. 7-10にも示したように靱性が加速冷却材に比べて少し劣った。このように、A1-B処理を行った $2\frac{1}{4}Cr-1Mo$ 鋼は広い冷却速度範囲( $t_{500}^{800}$ が約 $5\sim 30^{\circ}C/min$ )にわたって高い引張強さが得られることが認められた。引張強さは焼もどしパラメータの増加に伴って低下するが、焼もどしパラメータが20.9でも常温引張強さの規格( $53\text{ kgf/mm}^2$ 以上)を十分満足した。しかし、第5章で述べたように、運転温度の引張強さが規格を満足するためには(例えば、最も多く使用される温度である $427^{\circ}C$ の引張強さが $47.5\text{ kgf/mm}^2$ 以上)、常温引張強さは $59\text{ kgf/mm}^2$ 以上であることが必要である。Fig. 7-11から認められたように、鋼A(A1-B処理中Si-低Mn鋼)は引張強さを $59\text{ kgf/mm}^2$ 以上とするためには焼もどしパラメータを20.6(例えばPWHT温度が $690^{\circ}C$ の場合、PWHT時間は22h)以下とすることが必要であった。

一方、靱性は焼もどしパラメータの増加に伴ってやや劣化した。また、鋼AはMn及び不純物元素の量が低く、J-factorが31.2、 $\bar{x}$ が6.0と低いため、ステップ・クーリング処理による焼もどしぜい化量( $\Delta vTrs$ )が $2^{\circ}C$ と極めて小さかった。<sup>18)</sup>

Fig. 7-12に鋼Bの機械的特性に及ぼすPWHT条件の影響を示した。常温引張強さは焼もどしパラメータの増加に伴って低下するが、焼もどしパラメータが21.1でも常温引張強さの規格( $53\text{ kgf/mm}^2$ 以上)を十分満足した。しかし、鋼Bは引張強さを $59\text{ kgf/mm}^2$ 以上とするためには焼もどしパラメータを20.4(例えばPWHT温度が $690^{\circ}C$ の場合、PWHT時間は14h)以下とすることが必要であった。鋼B(C=0.16%, Si=0.12%)は鋼A(C=0.14%, Si=0.21%)よりC量が高いにもかかわらず、常温引張強さが $59\text{ kgf/mm}^2$ 以下となる焼もどしパラメータが小さく、この原因はSi量が低いためである。

A1-B処理 $2\frac{1}{4}Cr-1Mo$ 鋼のサブマージーク溶接継手部特性は、鋼Bについて、Table 7-13に示す条件を用いて検討した。溶接継手部の引張試験片(JIS Z 3121 1号)は、板厚 $\frac{1}{4}$ 位置、板厚中心部及び板厚 $\frac{3}{4}$ 位置、溶接継手部のシャルピー衝撃試験片は板厚 $\frac{1}{4}$ 位置より採取して試験に供した。

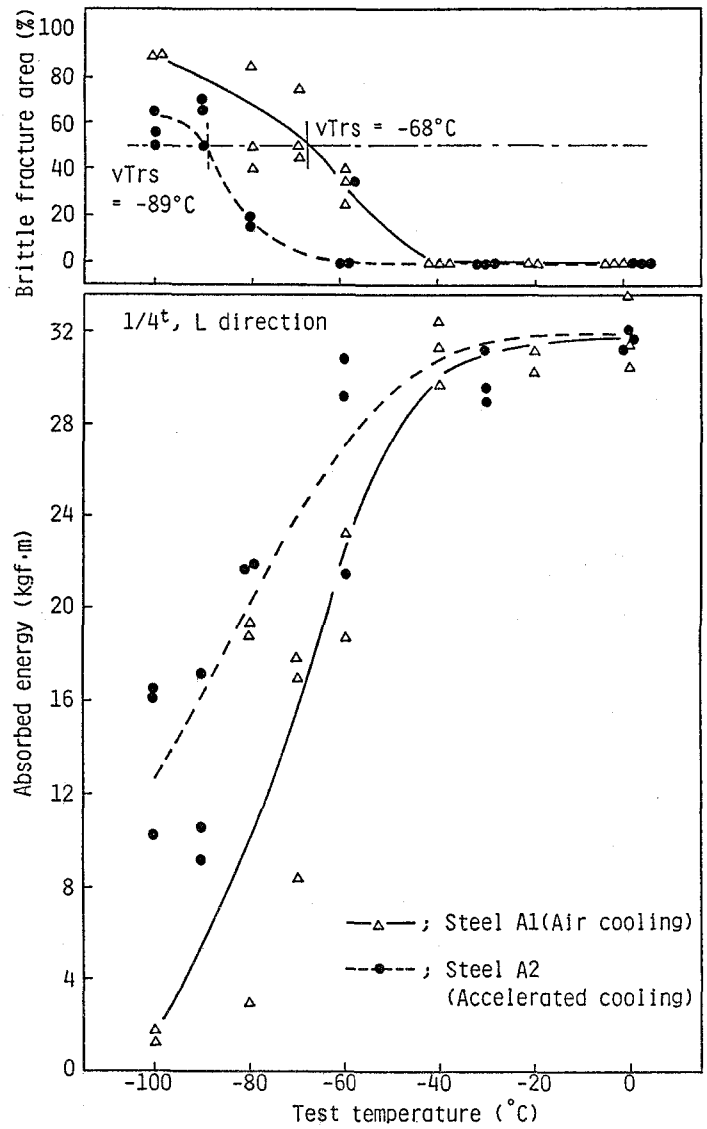


Fig. 7-10 Charpy impact properties of Al-B treated Low Mn 2-1/4Cr-1Mo steel

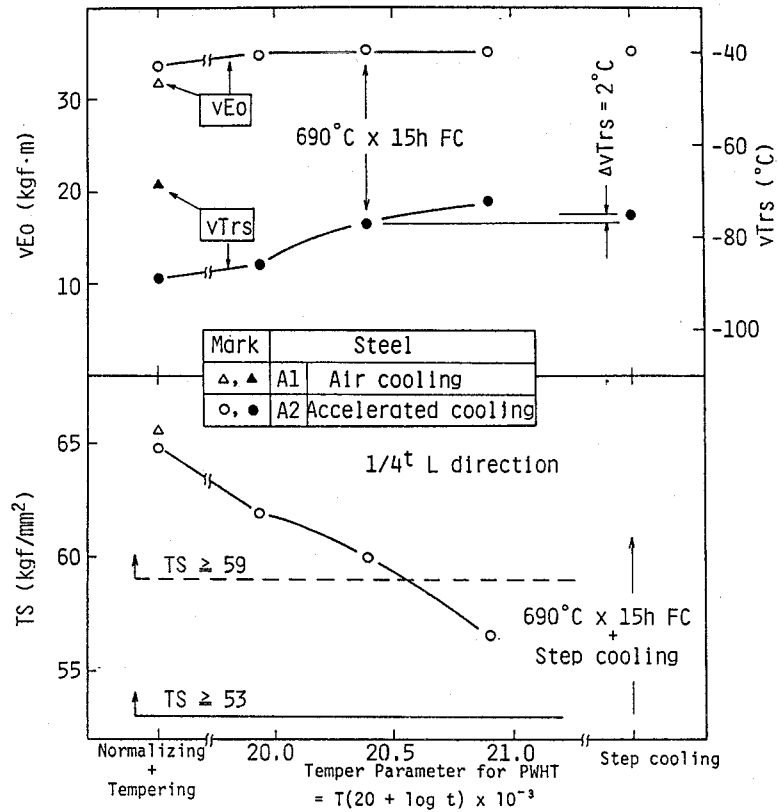


Fig. 7-11 Effect of PWHT condition on tensile strength and toughness of Al-B treated Low Mn 2-1/4Cr-1Mo steel

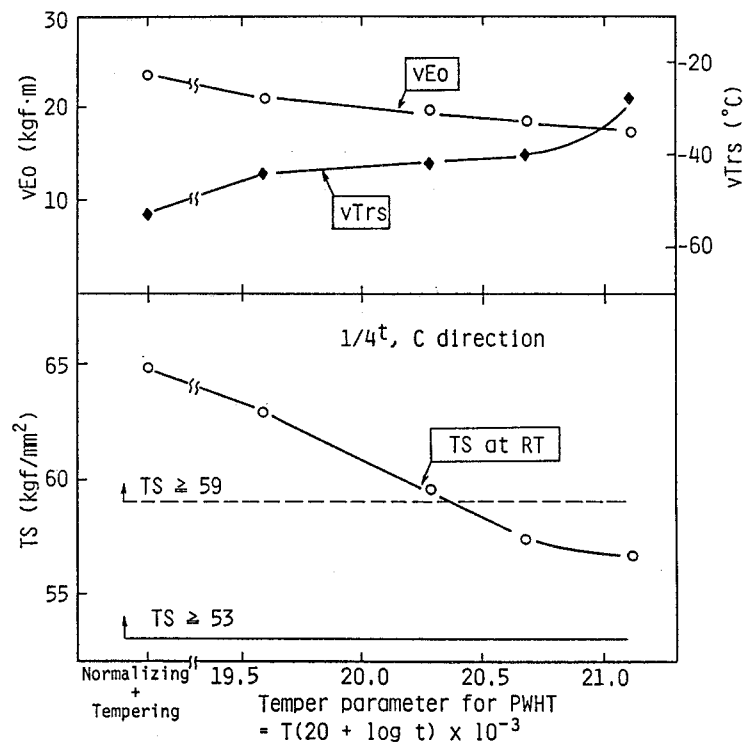


Fig. 7-12 Effect of PWHT condition on tensile strength and toughness of Al-B treated Low Si 2-1/4Cr-1Mo steel (Steel B)

Table 7-13 Welding condition (Steel B)

Edge preparation	Tensile test	Charpy impact test
Welding condition	Welding current (A)	660
	Arc voltage (V)	34
	Travel speed (cm/min)	30
	Heat input (kJ/cm)	45
Preheating temperature	150°C	
Interpass temperature	150~200°C	
Welding material	Welding wire : Correspond to AWS F8P2 - EB3 - B3	
	Welding flux : Bonded type	
Post weld heat treatment : 700°C x 18h FC*		

\* FC : Furnace cooling

Table 7-14に鋼Bの溶接継手部引張試験結果を示した。引張強さが規格を十分満足しており、このときの破断位置がすべて母材であったことから、A1-B処理 2¼Cr-1Mo鋼はHAZも含めて規格の強度を十分満足することが確認された。

Table 7-15に鋼Bの溶接継手部シャルピー衝撃特性を示した。更に、Fig. 7-13に鋼Bの溶接ボンド部及び溶接金属部のシャルピー衝撃特性を示した。溶接ボンド部の靱性は $vTr_s$ が $-54^{\circ}\text{C}$ と極めて良好であった。

更に、A1-B処理 2¼Cr-1Mo鋼のサブマージアーク溶接継手部の焼もどしぜい化特性は、鋼A1について、Table 7-16に示す条件を用いて検討した。焼もどしぜい化特性はPWHT後、ステップ・クーリング<sup>18)</sup>処理を行って評価した。

Fig. 7-14に鋼A1のPWHT後及びステップ・クーリング処理後の溶接継手部シャルピー衝撃特性を示した。PWHT後の吸収エネルギーが $5.5\text{ kgf}\cdot\text{m}$  ( $40\text{ ft}\cdot\text{lb}$ )となる温度(以後 $vTr_{40}$ と記す)は $-83^{\circ}\text{C}$ と良好であった。また、ステップ・クーリング処理後の吸収エネルギーが $5.5\text{ kgf}\cdot\text{m}$ となる温度(以後 $vTr'_{40}$ と記す)が $-75^{\circ}\text{C}$ であり、焼もどしぜい化量( $\Delta vTr_{40} = vTr'_{40} - vTr_{40}$ )は $8^{\circ}\text{C}$ と極めて小さかった。

Table 7-14 Tensile test results of welded joint of Al-B treated Low Si 2-1/4Cr-1Mo steel (Steel B)

Position	TS (kgf/mm <sup>2</sup> )	Fractured location	TS (kgf/mm <sup>2</sup> ) JIS G4109 SCMV4 Spec.
1/4t	59.7	Base metal	53 ~ 70
	59.7	Base metal	
1/2t	60.8	Base metal	
	60.9	Base metal	
3/4t	60.3	Base metal	
	60.1	Base metal	

Table 7-15 Charpy impact test results of welded joint of Al-B treated Low Si 2-1/4Cr-1Mo steel (Steel B)

Notch location	vTrs (°C)	vTrE (°C)	vEo (kgf·m)
Weld metal	-43	-46	20.1
Welded bond	-54	-54	24.0
HAZ	1 mm from bond	-48	22.0
	3 mm from bond	-33	19.0
	5 mm from bond	-38	19.7

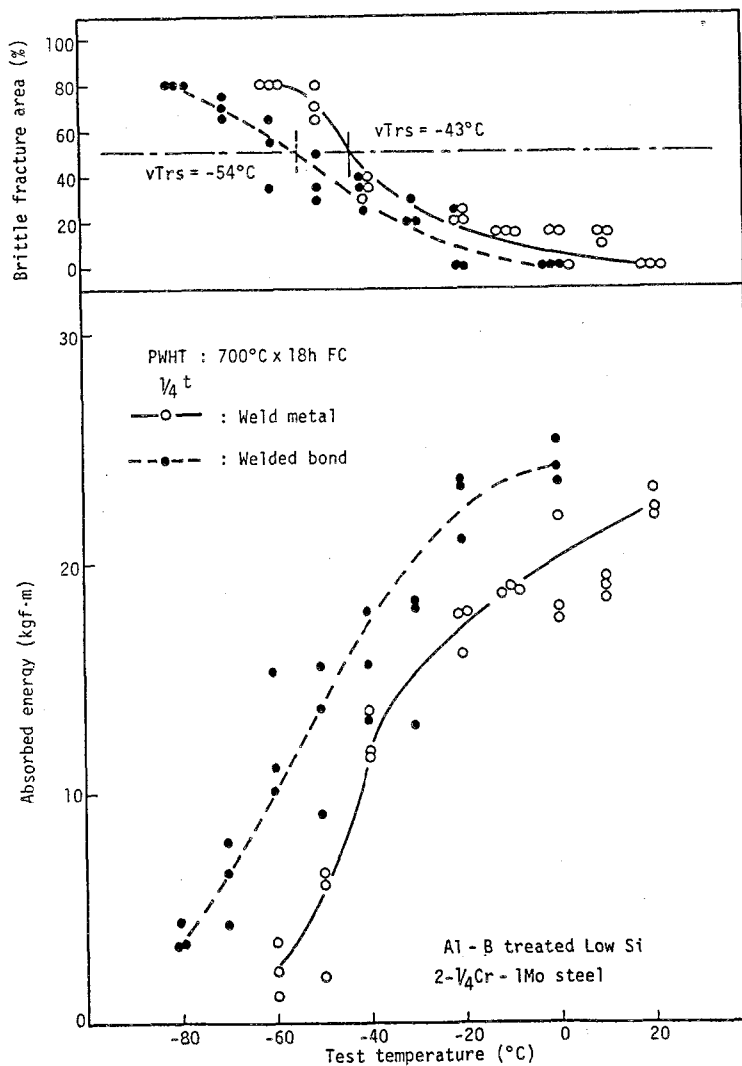
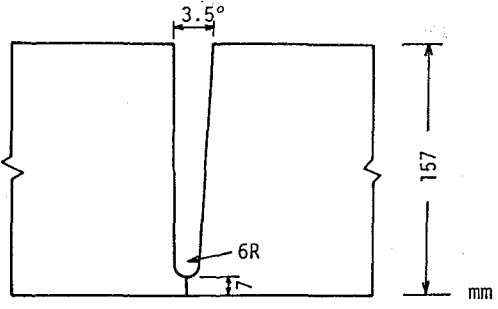


Fig. 7-13 Charpy impact test results of welded joint of Al-B treated Low Si 2-1/4Cr-1Mo steel (Steel B)



Table 7-16 Welding condition (Steel A1)

Edge preparation									
Welding condition	<table border="0"> <tr> <td>Welding current (A)</td> <td>530</td> </tr> <tr> <td>Arc voltage (V)</td> <td>30</td> </tr> <tr> <td>Travel speed (cm/min)</td> <td>23</td> </tr> <tr> <td>Heat input (kJ/cm)</td> <td>41</td> </tr> </table>	Welding current (A)	530	Arc voltage (V)	30	Travel speed (cm/min)	23	Heat input (kJ/cm)	41
Welding current (A)	530								
Arc voltage (V)	30								
Travel speed (cm/min)	23								
Heat input (kJ/cm)	41								
Preheating temperature	200°C								
Interpass temperature	150 ~ 200°C								
Welding material	<table border="0"> <tr> <td>Welding wire</td> <td>: Correspond to AWS F8P2 - EB3 - B3</td> </tr> <tr> <td>Welding flux</td> <td>: Bonded type</td> </tr> </table>	Welding wire	: Correspond to AWS F8P2 - EB3 - B3	Welding flux	: Bonded type				
Welding wire	: Correspond to AWS F8P2 - EB3 - B3								
Welding flux	: Bonded type								
Post weld heat treatment : 690°C x 8h FC*									

\* FC : Furnace cooling

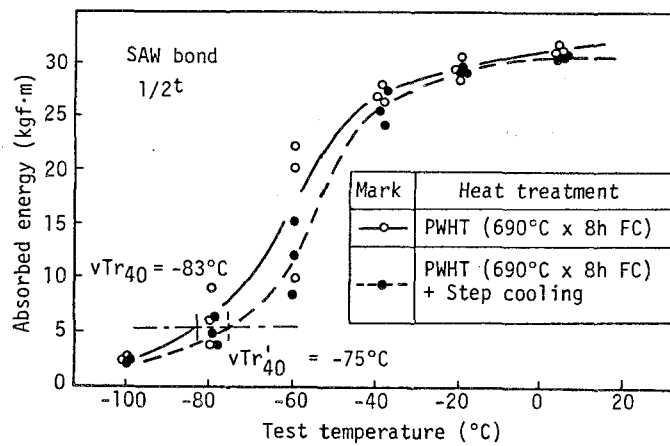


Fig. 7-14 Charpy impact properties of submerged arc welded bond of Al-B treated Low Mn 2-1/4Cr-1Mo steel (Steel A1)

以上のように、A1-B処理 2¼Cr-1Mo鋼はSi量あるいはMn量を低減することにより母材及び溶接継手部の焼もどしぜい化感受性が極めて低く、かつ機械的特性が良好であることが確認された。

本鋼種は重油脱硫プラントの圧力容器（フラッシュドラム）にすでに実用化され、現在順調に稼動中である。

## 第5節 結 論

本章ではA1-B処理PMS鋼、1¼Cr-½Mo鋼及び2¼Cr-1Mo鋼の現場製造材の特性を調査した。

本章で得られた主な結論は以下のとおりである。

- (1) A1-B処理PMS鋼は従来のPMS鋼（割れ停止予熱温度が175～200℃）に比べて割れ停止予熱温度が100～125℃だけ低く、かつ母材及び溶接継手部の機械的特性が良好であることが確認された。
- (2) A1-B処理1¼Cr-½Mo鋼はC量を約0.15%以下と低減し、PWHT温度を700℃以上とすることにより、溶接部のクリープ割れ感受性が改善され、かつ母材及び溶接継手部の機械的特性が良好であることが確認された。
- (3) A1-B処理2¼Cr-1Mo鋼はSi量あるいはMn量を低減することにより、母材及び溶接継手部の焼もどしぜい化感受性が極めて低く、かつ機械的特性が良好であることが確認された。

## 第 8 章 総 括

化学工業プラント用圧力容器は高温・高圧力下で長時間運転されるため、その安全性に対する要求が厳しく、特に溶接部の欠陥防止及び鋼材、溶接部の靱性向上が強く望まれている。更に近年化学プラントの操業効率向上を目的として圧力容器の大型化が進められ、これらの圧力容器に使用される低合金圧力容器用鋼材は厚肉化の傾向にある。鋼材の厚肉化は鋼材及び溶接部の機械的特性の確保及び溶接施工技術をより難しく、圧力容器の安全性に対する要求をより厳しくしている。

これら低合金圧力容器用鋼は、厚肉化に伴う強度低下の防止、あるいは更に積極的に、板厚低減を目的とした高強度化を図るため、高  $C_{eq}$  化の傾向にある。しかし、鋼材は  $C_{eq}$  の上昇に伴い溶接性が劣化することが多く、低合金圧力容器用鋼においても高  $C_{eq}$  化は種々の課題をもたらしている。

本研究は低合金圧力容器用鋼への A1-B 処理の適用を検討し、鋼材の機械的特性を損うことなくその溶接性に関する課題を解決することを目的として実験的研究を行ったものである。

第 1 章では従来の研究を通覧し、解決すべき研究課題を明らかにしたうえで、本研究の目的を提示した。

第 2 章では焼ならし型低合金圧力容器用鋼の PMS 鋼、 $1\frac{1}{4}\text{Cr}-\frac{1}{2}\text{Mo}$  鋼及び  $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$  鋼の機械的特性及び変態特性に及ぼす A1-B 処理の影響を検討した。その結果、焼ならし型低合金圧力容器用鋼では、微量の B (2 ppm 以上) と適量の Al (鋼中の N を固定して、sol. B の焼入性向上効果を得るために必要な量) の添加により焼入性が向上し、初析フェライトの析出が抑制され、ベイナイト組織の割合が増加して大幅に強度が上昇することを明らかにした。

第 3 章では A1-B 処理による強度上昇効果を用いて、PMS 鋼の溶接低温割れ感受性を改善することを検討した。その結果、PMS 鋼は A1-B 処理による強度上昇効果によってもたらされる  $P_{CM}$  の低下が、B による  $P_{CM}$  の増加 (B 量の 5 倍の値だけ増加する) を大幅に上回ることを明らかにした。この効果に基づき、PMS 鋼は A1-B 処理により溶接低温割れ停止予熱温度を大幅に低下させ得る (約 125℃ 以上) ことを明らかにした。

第 4 章では A1-B 処理による強度上昇効果を用いて、 $1\frac{1}{4}\text{Cr}-\frac{1}{2}\text{Mo}$  鋼溶接部のクリープ割れ感受性を改善することを検討した。その結果、 $1\frac{1}{4}\text{Cr}-\frac{1}{2}\text{Mo}$  鋼溶接部のクリープ割れ感受性は、溶接部の軟化によって低減させ得ることを明らかにした。更に、A1-B 処理により強度

上昇を図った  $1\frac{1}{4}\text{Cr}-\frac{1}{2}\text{Mo}$  鋼は、高温（約  $700^\circ\text{C}$  以上）で PWHT を行うことにより、鋼材の機械的特性を損うことなく溶接部の軟化を行い得るため、溶接部のクリープ割れ感受性が改善されることを明らかにした。

第 5 章では Al-B 処理による強度上昇効果と Mn 量の低減効果を組合せることによって、 $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$  鋼の焼もどしぜい化感受性を改善することを検討した。その結果、Al-B 処理  $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$  鋼の強度は低 Si 化（約 0.10% 以下）によって低下するが、低 Mn 化（約 0.40% 以下）によっては低下しないことを明らかにした。更に、 $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$  鋼の焼もどしぜい化感受性は、 $J' \{=(\text{Si}+\text{Mn})\times P\times 10^4\}$  の減少に伴って低下し、Al-B 処理の影響を受けないことを明らかにした。すなわち、Al-B 処理低 Mn  $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$  鋼は、母材の機械的特性を劣化させることなく、母材及び HAZ の焼もどしぜい化感受性を改善し得る鋼であることが明らかとなった。

第 6 章では焼ならし型低合金圧力容器用鋼の Al-B 処理による焼入性向上機構について考察した。その結果に基づき、焼ならし型低合金圧力容器用鋼の PMS 鋼、 $1\frac{1}{4}\text{Cr}-\frac{1}{2}\text{Mo}$  鋼及び  $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$  鋼において、Al-B 処理による焼入性向上効果を得るために必要な sol. Al, B 及び N 量の範囲を、それぞれの鋼に関して提示した。

第 7 章では Al-B 処理 PMS 鋼、 $1\frac{1}{4}\text{Cr}-\frac{1}{2}\text{Mo}$  鋼及び  $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$  鋼の現場製造材の特性を調査した。その結果、これらの焼ならし型低合金圧力容器用鋼は Al-B 処理による焼入性向上効果を適用することにより、鋼材の機械的特性を損うことなく、溶接性あるいは焼もどしぜい性に関する課題が改善されることが確認された。

第 8 章では本研究で得られた主要な結論を総括した。

## 謝

## 辞

本研究をまとめるにあたり、御懇切なる御指導、御教示を賜った大阪大学工学部教授菊田米男博士、同教授向井喜彦博士、同教授中尾嘉邦博士、溶接工学研究所教授松田福久博士、に厚く御礼申し上げます。

また、本論文作成にあたり、種々御討論いただいた大阪大学工学部助教授荒木孝雄博士に深く感謝いたします。

本研究の遂行にあたり、種々御指導、御教示をいただきました大阪大学名誉教授岡田実博士に深く感謝の意を表します。

本研究の遂行にあたり、終始深い御理解と御鞭達をいただきました住友金属工業㈱中央技術研究所長西岡邦夫博士、取締役伊藤慶典博士、中央技術研究所副所長行俊照夫博士、同所次長松岡孝博士、同所次長大森靖也博士、に深甚なる感謝の意を表します。

また、本研究の推進に対して、終始有益なる御討論、御教示をいただきました中央技術研究所主任研究員中西睦夫博士、同主任研究員渡辺征一博士、に厚く御礼申し上げます。

更に、本研究の実施において、御助言と御協力を賜った溶接研究室各位をはじめ、関係各位に深く謝意を表します。

## 参 考 文 献

- 1) 日本溶接協会規格「中・常温圧力容器用高強度鋼鋼板」WES 3005-1977
- 2) 日本溶接協会規格「溶接用高張力鋼板」WES 3001-1970
- 3) 伊藤慶典, 別所清: 溶接学会誌, Vol. 37 (1968), No. 9, 983
- 4) 例えば 内木虎蔵, 岡林久喜: 溶接学会誌, Vol. 39 (1970), No. 10, 1059
- 5) 例えば D.J. Gooch: Mat. Sci. and Eng., Vol. 29 (1977), No. 3, 227
- 6) 例えば 渡辺十郎, 進藤弓弦, 村上賀國: 日本製鋼所技報, No. 38, (1978), 69
- 7) 例えば 高松利男, 乙黒靖男, 塩塚和秀, 橋本勝邦: 鉄と鋼, Vol. 67 (1981), No. 1, 178
- 8) 例えば 中村正久, 篠田哲守, 渡辺宏: 鉄と鋼, Vol. 65 (1979), No. 13, 1926
- 9) 中西睦夫, 渡辺征一, 古澤遵, 三浦一良, 藤本光春, 中村昌明: 住友金属, Vol. 30 (1978), No. 3, 305
- 10) 乙黒靖男, 武田鉄治郎, 橋本勝邦, 中尾仁二, 森山康: 製鉄研究, No. 311, (1983), 40
- 11) 田中淳一, 山崎喜崇, 田川寿俊, 北田豊文, 古川英俊, 金子康弘: 日本鋼管技報, No. 76, Feb. (1978), 25
- 12) 上田修三, 石川正明, 鎌田晃郎, 大橋延夫: 鉄と鋼, Vol. 64 (1978), No. 14, 2177
- 13) 森裕, 大橋延夫, 鎌田晃郎, 広瀬圭介, 上田修三, 西山昇, 嶋津好明, 久世富士夫: 川崎製鉄技報, Vol. 10 (1978), No. 4, 280
- 14) 小林清二, 山香誠, 平野宏通, 清水真人: R & D神戸製鋼技報, Vol. 29 (1979), No. 4, 27
- 15) 村上賀國, 深沢千秋: 日本製鋼所技報, No. 38, (1978), 42
- 16) 伊藤慶典, 中西睦夫: 溶接学会誌, Vol. 41 (1972), No. 1, 59
- 17) 渡辺十郎, 千葉隆一: 溶接学会誌, Vol. 48 (1979), No. 3, 167
- 18) R. Bruscatto: Welding J., Vol. 49 (1970), No. 4, 148-S
- 19) H.R. Tipler and B.E. Hopkins: Metal Sci., Vol. 10 (1976), No. 2, 47

- 20) D.J. Gooch and B.L. King : 2nd Int. Conf. on Pipewelding of TWI, (1979), 223
- 21) 高松利男, 乙黒靖男, 塩塚和秀, 橋本勝邦 : 鉄と鋼, Vol. 65 (1979), No. 7, 851
- 22) 高松利男, 乙黒靖男, 塩塚和秀, 橋本勝邦 : 鉄と鋼, Vol. 67 (1981), No. 6, 774
- 23) 例えば B.J. Cane : Metal Sci., Vol. 13 (1979), No. 5, 287
- 24) B.J. Cane : Metal Sci., Vol. 10 (1976), No. 1, 29
- 25) D.J. Gooch and B.L. King : Metals Tech., Vol. 6 (1979), Part 11, 405
- 26) B.J. Cane : Acta Metall., Vol. 29 (1981), No. 9, 1581
- 27) D.J. Gooch : Materials Sci. and Engineering : Vol. 27 (1977), No. 1, 57
- 28) D.J. Gooch and B.L. King : Welding J., Vol. 59 (1980), No. 1, 10-S
- 29) 坂本紘一 : 溶接学会全国大会講演概要, 第31集, (1982), 78
- 30) K.P. Bentley : British Welding J., Vol. 11 (1964), No. 10, 507
- 31) J.D. Murray : British Welding J., Vol. 14 (1967), No. 8, 447
- 32) R.A. Swift : Welding J., Vol. 50 (1971), No. 5, 195-S
- 33) 玉置維昭, 鈴木実平 : 溶接学会誌, Vol. 51 (1982), No. 9, 796
- 34) J. Myers and A.T. Price : Metals Tech., Vol. 4 (1977), Part 8, 406
- 35) 菊地俊郎, 大西巖 : 溶接学会誌, Vol. 48 (1979), No. 10, 838
- 36) 井川博, 中尾嘉邦, 菊地俊郎, 武原秀幸 : 溶接学会誌, Vol. 47 (1978), No. 7, 425
- 37) A.D. Batte and M.C. Murphy : Metals Tech., Vol. 6 (1979), Part 2, 62
- 38) 松坂矯, 桐原誠信, 正岡功, 吉岡孝利 : 溶接学会誌, Vol. 49 (1980), No. 3, 203
- 39) 藤井利光, 山本広一, 上野正勝 : 鉄と鋼, Vol. 67 (1981), No. 9, 1523
- 40) 金沢正午, 山戸一成, 武田鉄治郎 : 溶接学会誌, Vol. 46 (1977), No. 8, 591
- 41) J. Myers : Metals Tech., Vol. 5 (1978), Part 11, 391
- 42) 渡辺健彦, W.F. Savage : 溶接学会論文集, Vol. 1 (1983), No. 1, 37

- 43) 三村宏：鉄と鋼， Vol. 57 (1971)， No. 14， 2273
- 44) R.A. Swift and J.A. Gulya：Welding J.， Vol. 52 (1973)， No. 2， 57-S
- 45) C.J. McMahon Jr.， J.C. Murza and D.H. Gentner：Trans. of The  
ASME， J. of Engineering Materials and Tech.， Vol. 104 (1982)，  
No. 4， 241
- 46) 佐藤新吾， 榎並禎一， 松居進， 朝生一夫， 楠原祐司：川崎製鉄技報， Vol. 12 (1980)，  
No. 1， 91
- 47) 村上賀國：大阪大学学位論文 (1983)
- 48) 高田寿， 勝亦正昭， 高野正義， 平野宏通：R & D 神戸製鋼技報， Vol. 29 (1979)，  
No. 4， 72
- 49) 官野樺太男， 足立孝夫， 中野利雄：日本製鋼所技報， No. 29， (1971)， 3
- 50) 勝亦正昭， 高田寿， 平野宏通， 高野正義， 牧岡稔：鉄と鋼， Vol. 63 (1977)， No. 9，  
A 147
- 51) 深川宗光， 高橋厚生， 雜賀喜規：鉄と鋼， Vol. 63 (1977)， No. 9， A 167
- 52) 例えば 奥村敏恵， 田中孝秀， 伊藤慶典， 梨和甫：溶接学会誌， Vol. 48 (1979)，  
No. 7， 542
- 53) K.J. Irvine， F.B. Pickering， W.C. Heselwood and M. Atkins：J. of  
The Iron and Steel Inst.， Vol. 186 (1957)， Part 1， 54
- 54) R. Viswanathan：Metall. Trans. A， Vol. 8 A (1977)， No. 1， 57
- 55) 井関祥浩， 濟木捷郎， 酒井一夫， 中村昌明， 大谷泰夫， 渡辺征一：住友金属， Vol. 27  
(1975)， No. 4， 399
- 56) 渡辺征一：東京大学学位論文， (1978)
- 57) 土生隆一， 宮田政祐， 関野昌蔵， 合田進：鉄と鋼， Vol. 60 (1974)， No. 10， 1470
- 58) W.F. Jandeska, Jr. and J.E. Morral：Metall. Trans.， Vol. 3 (1972)，  
No. 11， 2933
- 59) S.R. Keown and F.B. Pickering：Metal Sci.， Vol. 11 (1977)， No. 7，  
225
- 60) 例えば 渡辺十郎， 村上賀國：圧力技術， Vol. 13 (1975)， No. 6， 23
- 61) I.G. Crossland and J.E. Harris：Metal Sci.， Vol. 13 (1979)， No. 2，  
55



- 62) N. Shinya and S.R. Keown : Metal Sci., Vol. 13 (1979), No. 2, 89
- 63) 新谷紀雄, 横井信, 京野純郎, 九島秀昭 : 鉄と鋼, Vol. 68 (1982), No. 7, 819
- 64) 例えば 幸島誠一 : 鉄と鋼, Vol. 65 (1979), No. 7, 98
- 65) J. Pilling, N. Ridley and D.J. Gooch : Acta Metall., Vol. 30 (1982), No. 8, 1587
- 66) 例えば 宮野樺太男 : 日本高圧力技術協会第2次応力除去焼鈍委員会資料 “ $1\frac{1}{4}\text{Cr}-\frac{1}{2}\text{Mo}$  鋼 (A387 Gr. C) のSRによる脆化の問題”, (1968)
- 67) B. Pickering : Iron and Steel, Vol. 41 (1968), No. 4, 148
- 68) K. Yoshino and C.J. McMahon Jr. : Metall. Trans., Vol. 5 (1974), No. 2, 363
- 69) 村上賀國, 野村徹, 大西敬三 : 圧力技術, Vol. 19 (1981), No. 3, 132
- 70) 古澤遵, 渡辺征一 : 住友金属, Vol. 37 (1985), No. 2, 101
- 71) G.F. Melloy, P.R. Slimmon and P.P. Podgursky : Metall. Trans., Vol. 4 (1973), No. 10, 2279
- 72) R.W. Fountain and J. Chipman : Trans. Metall. Society AIME Vol. 224 (1962), No. 3, 599
- 73) 沢村宏, 盛利貞 : 鉄と鋼, Vol. 41 (1955), No. 10, 1082
- 74) 沢村宏, 盛利貞 : 鉄と鋼, Vol. 41 (1955), No. 11, 1175
- 75) 沢村宏, 盛利貞 : 鉄と鋼, Vol. 43 (1957), No. 1, 31
- 76) 土生隆一 : 京都大学学位論文 (1984)
- 77) L.S. Darken, R.P. Smith and E.W. Filer : Trans. AIME, J. Metals, 191 (1951), Dec., 1174
- 78) 例えば 今井勇之進 : 日本金属学会報, Vol. 7 (1982), No. 11, 503
- 79) 木下和久, 井原義人, 峯岸功 : 日本鋼管技報, No. 62 (1973), 531
- 80) 松田昭一, 奥村直樹 : 鉄と鋼, Vol. 62 (1976), No. 9, 1210
- 81) 例えば Y. Itoh, M. Nakanishi and Y. Komizo : The Sumitomo Search, No. 22, Nov. (1979), 156
- 82) 中西睦夫, 古澤遵, 安永政司, 富江通雄, 荒田吉明 : 住友金属, Vol. 33 (1981), No. 2, 169

- 83) 例えば 邦武立郎, 大谷泰夫, 渡辺征一: 鉄と鋼, Vol. 61 (1975), No. 4, S 217
- 84) 田知本一雄, 雑賀喜規, 深川宗光: 鉄と鋼, Vol. 58 (1972), No. 13, 1791
- 85) 土生隆一, 官田政祐, 田向陵, 関野昌蔵: 鉄と鋼, Vol. 64 (1978), No. 10, 1598
- 86) 例えば R.A. Swalin: "固体の熱力学" コロナ社, (1970), 193
- 87) D. Mc Lean: "Grain Boundary in Metals" Clarendon press, Oxford (1957), 118
- 88) T.M. Williams, A.M. Stoneham and D.R. Harris: Metal Sci., Vol. 10 (1976), No. 1, 14
- 89) M. Ueno and T. Inoue: Trans. I S I J, Vol. 13 (1973), No. 3, 210
- 90) 例えば 邦武立郎, 大谷泰夫: 日本金属学会報, Vol. 14 (1975), No. 9, 689

## 本研究に関する発表論文

- (1) “低  $P_{CM}$  焼ならし極厚高強度鋼の開発”, 住友金属, Vol. 31 (1979), No. 4, 267
- (2) “ $1\frac{1}{4}Cr-1\frac{1}{2}Mo$  鋼溶接部のクリープ割れ感受性の改善”, 溶接学会誌, Vol. 50 (1981), No. 11, 1088
- (3) “耐クリープ割れ  $1\frac{1}{4}Cr-1\frac{1}{2}Mo$  鋼の開発”, 住友金属, Vol. 34 (1982), No. 2, 232
- (4) “ $Cr-Mo$  鋼溶接部のクリープ割れ”, 高温学会誌, Vol. 9 (1983), No. 3, 98
- (5) “ $2\frac{1}{4}Cr-1Mo$  鋼の焼もどしぜい化感受性の改善”, 溶接学会論文集, Vol. 3 (1984), No. 4, 700
- (6) “Development of Normalized and Tempered Heavy Thick Steel Plates with Low Weld-cracking Susceptibility”, The Sumitomo Search, No. 23, May (1980), 15
- (7) “The Development of Normalized and Tempered Al-B Treated  $1\frac{1}{4}Cr-1\frac{1}{2}Mo$  Steel Plates”, ASM 18th International Conference on Heat Treatment of Materials, May (1980), 252
- (8) “Improvement of Creep Cracking Susceptibility of  $1\frac{1}{4}Cr-1\frac{1}{2}Mo$  Steel Welds” IIW Doc. IX-1238-82