The University of Osaka
Institutional Knowledge Archive

Title	低炭素厚鋼板溶接熱影響部の靭性に対するマイクロアロイの効果とその制御に関する研究
Author(s)	鈴木, 秀一
Citation	大阪大学, 2008, 博士論文
Version Type	VoR
URL	https://hdl.handle.net/11094/1486
rights	
Note	

The University of Osaka Institutional Knowledge Archive : OUKA

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

The University of Osaka

低炭素厚鋼板溶接熱影響部の靭性に対する
マイクロアロイの効果とその制御に関する研究

平成１９年１２月

鈴　木　秀　一

目　　次

第１章　序論　・・・

第４－２節　多層突合せ溶接継ぎ手の熱影響部におけるCTOD試験　・・・・・　５６
第４－３節　多層溶接熱影響部の各微視的組織が有する機械的性能の推定　・・　６０
第４－４節　微視的組織分布に起因した破壊発生支配機構　・・・・・・・・・　６５
第４－５節　結論　・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・　７７

第５章　大入熱溶接時の熱影響部靭性を支配する組織要因　・・・・・・・・・　７９
第５－１節　緒言　・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・　７９
第５－２節　大入熱溶接特有の性質　・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・　７９
第５－３節　大入熱溶接時に熱影響部靭性を支配する組織要因　・・・・・　８１
５－３－１　実験方法　・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・　８１
５－３－２　実験結果　・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・　８４
５－３－３　考察　・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・　８９
第５－４節　結論　・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・　９２

第６章　溶接熱影響部の靭性を向上させるための成分設計手法　・・・・・　９４
第６－１節　緒言　・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・　９４
第６－２節　多層溶接時に溶接熱影響部の靭性を向上させる成分設計手法　・・　９５
第６－３節　大入熱溶接時に溶接熱影響部の靭性を向上させる成分設計手法　・１０８
第６－４節　結論　・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・１１９

第７章　総括　・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・１２１

謝辞　・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・１２５

参考文献　・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・１２６

本研究に関する発表論文　・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・１３２

第１章　序論

第１－１節　緒言

わが国の製造業は戦後の復興と共に再始動し、鉄鋼、建設、造船等を中心とする第２次産業がまず目覚しい発展を遂げていった。それらの日本の重工業素材となる厚鋼板の需要も急激に高まり、厚板工場も戦後順次再稼動していき、更に新たな厚板工場の建設が進められていった。

厚鋼板を用いた構造物の建造法において、戦後大きく発展したのが、ﾘﾍﾞｯﾄに代わって普及していった溶接施工による接合法である。厚鋼板製造技術においても溶接し易い鋼板の研究開発が進み、炭素当量、P_{CM} 等の溶接性の指標となる添加合金量が提案され、溶接用鋼板に関する規格類の整備、溶接継手の破壊靭性評価手法の確立と、本格的に溶接構造物を中心にした鋼構造物建造体制が構築されていった。この流れの中にあって、最も大きく溶接施工技術の向上に貢献したのが、TMCP（Thermo-Mechanical Control Process）技術である。

造船業界からの熱い要請と同時に、アラスカの長大ラインパイプ建設用大径鋼管受注に伴い、生産性・コストを犠牲にせずに厚鋼板の溶接性を初めとする品質を向上させ得る新技術として、1970 年代にまず制御圧延技術 [1)]が登場し、続いて直接焼入れ法の実機適用 [2) ,3)]、そして 1980 年代には熱間のオンライン加速冷却法 [4)]が導入された。これら TMCP 法で総括される技術の登場によって、厚板は非常に溶接し易い材料となり、鋼板の強靭性も目覚しく向上していった。ただし、この急激な進歩の中で取り残されたのが、溶接熱影響部（HAZ: Heat Affected Zone）の靭性であり、母材、溶接金属の性能はどんどん向上したが、溶接で熱影響をうけた部分の靭性のみはなかなか改善しなかった。

そこで、TMCP 技術にやや遅れをとりながらも、HAZ の靭性向上のための冶金的技術が次の研究課題として取り上げられ、鉄鋼会社を中心にして鋭意研究が進められた。こうして、1980 年代頃から HAZ の靭性を向上させる材料設計手法が種々世の中に紹介されていくようになった。これらの研究は、HAZ 中で靭性の悪化に影響が大きいと考えられているある材料因子に注目し、それらの因子の軽減ないしは改質を狙ったものが主体であり、純粋に冶金的で微視的な視点からのアプローチであった。一方で、溶接継手と

しての力学的不均一性に焦点をおき、破壊力学的手法によってHAZの靭性変化を説明・評価しようとする巨視的なアプローチも、主に鋼構造の設計、建設、施工を生業とする重工業関連業界の音頭で大学、官公庁研究機関、および鉄鋼業界を巻き込んで進められた。前者の成果は、各業界で厚鋼板の単層大入熱溶接施工が行われている現状をみれば明らかであり、各鉄鋼会社毎に色々なブランドをもったHAZ靭性対策鋼が出回っている。一方後者の破壊力学面からのアプローチは、例えば、WES2805「溶接継手の脆性破壊発生および疲労き裂進展に対する欠陥評価方法」[5)]　等の新たな規格制定という形で結実していった。

以上に述べたように、HAZ の靭性も現在では実用上問題とならないレベルまで向上し、少なくとも日本においては、溶接施工後も母材の優れた強靭性を保持しえる鋼材が調達でき、その溶接施工技術環境が整ったと言える。しかし、これらの成果は一般工業用に現在最も多く使用されている、引張強さにして 400～500MPa クラスの低炭素鋼に対する溶接入熱が中程度の場合の結果であり、更に高強度の鋼材に対してはいまだそれらの研究成果をそのまま拡大できないのが現状である。その理由のひとつには、実際の HAZ の靭性を支配している要因が、低炭素鋼で結論づけられたほど単純ではなく、高強度鋼となった場合には複数の靭性支配要因が関与し始めるためであると考えられる。また、溶接入熱が変化した場合に、添加元素や窒化物・酸化物の影響の仕方が変化することから、旧来の知見を全ての溶接条件に適用することはできない。特に溶接入熱が小さくなり、冷却速度が極端に速くなった場合、あるいはその逆に溶接入熱が非常に大きくなり、高温に加熱される時間が長くなると同時にその後の冷却速度も非常に遅くなった場合、このようなそれぞれ両極端の条件下では、いまだ十分な知見が得られていない。これは、ひとえに本質的な HAZ の破壊機構が完全に把握できていないことに由来する。

そこで、本研究では、低炭素鋼における HAZ の材料要因と破壊靭性の関係を再度詳細に検討し、本質的な破壊機構を明確にするという観点から考察を加えた。

第１－２節　これまでの研究と問題点

リベット構造が溶接構造に移り替わるに従い、溶接部の品質向上が大きな技術的テーマとなっていったが、その過程で特に鋼構造関係の技術者を悩ませたのが、HAZ の靭性がばらつくことであった。その原因に関する調査・研究が次第に進むにつれて、その

ばらつきの原因が少しずつ明らかになっていった。その理由を説明するための研究には大きく分けて２通りの方法論があり、ひとつは決定論的な立場から靭性が悪化する主因を見つけるための主にミクロ的な視野からの研究であり、もう一方は、ばらつきを種々の不均一からくる統計的な結果として捉える確率論的なアプローチである。

前者の決定論的な研究にも２種類のアプローチがあり、材料・冶金研究者は靭性の主因を HAZ 中のミクロ的不均一因子の中から見出だそうとして、種々の基礎的な HAZ 組織の観察、検討が進められた [6)-16)]。その結果、HAZ 靭性が主に破面単位（ないしは平均有効結晶粒径、あるいは旧オーステナイト粒径）と島状マルテンサイト（あるいは M-A 組織：Martensite-Austenite constituent）とによって特に大きな影響を受けることが次第に明確になった。一方、構造力学・破壊力学の立場から、溶接金属、HAZ、母材間の強度的、靭性的不均一に着目して、溶接継手に荷重がかかった場合の塑性変形挙動解析から破壊発生のし易さを議論する研究も数多くなされた [17)-22)]。これらの研究によって、溶接金属のオーバーマッチ（溶接金属の降伏点が母材の降伏点よりも高い場合）、あるいはアンダーマッチ（溶接金属の降伏点が母材の降伏点よりも低い場合）の状況によって、靭性の低い HAZ からの破壊のし易さが異なること、等、溶接継手特有のマクロ的不均一が溶接継手靭性に与える影響を合理的に理解できるようになった。

しかし、これまでのこれら決定論的な多くの研究を通しても、溶接継手の破壊がどのような過程で発生するのかという疑問に完全に答えることはできない。溶接金属強度が低すぎたために、あるいは M-A 組織が HAZ に大量に生成したために、低応力で破壊が発生した、等という定性的な説明はできるものの、それらの関係をつなぐ機構について決定論的な説明はできず、ばらつきを説明するためには確立論的なアプローチも必要とならざるを得ないのが現状である。その理由のひとつは、ミクロ的な研究においては、靭性低下の主因を M-A 組織と関連させて考えるあまりに、HAZ のどこから破壊が発生し、得られた破壊靭性値が何を意味するものかを説明するステップが欠落しているためである。ただし、一部で M-A の組織形態、そしてその集合としての強度的不均一によってそのギャップを埋める取り組みは行われてきたが [13), 23), 24)]、未だ十分納得できるものには至っていない。

一方で、HAZ 靭性値のばらつきを統計的に処理しようとする研究も自然な流れとして行われてきた [25)-29)]。比較的に均一な組織を有すると想定される母材においても、破壊靭性試験、例えば CTOD 試験、を実施すると試験結果は多くの場合、かなりのばらつき

を有する。このようなばらつきを確率論的に当然生じる結果であると認めた上で、その結果を利用して破壊現象を理解しようとするアプローチがこれらの研究である。例えば、佐藤ら[28)-29)]は、最弱リンクの考え方[30)]に則った確率モデルにより、複数の試験片による破壊靭性試験結果から最劣化部の靭性レベルを推定したり、また逆に、混在する局部靭性レベルがわかっている場合には試験結果のばらつきを推定し、評価に必要な試験片本数に対する指針を与えたりすることができることを示した。ただし、このような確率論的な方法は工業的に有用ではあるが、局部的な最弱部をどの程度までミクロ的な領域にさかのぼって考えればよいのかを教えてはくれない。すなわち、新材料の開発の面から観た場合には、疑問に完全に答えてくれない焦燥感が残らざるを得ない。

以上、HAZ 靭性劣化の主因となる因子の探索に関する研究を中心にこれまでの研究を振り返ってきたが、そこで主役とみられたオーステナイト粒径、M-A 組織、溶接部マクロ的強度不均一による HAZ 靭性の劣化、ばらつきを、どのような具体的手段によって改善することができるかという観点でも、特に鉄鋼会社が中心となって色々な観点から数多く研究されてきた。これらの研究は、その大部分が冶金的な材料設計に関わるものであり、オーステナイト粒径（あるいは破面単位）のコントロール法に関しては、TiN 等マイクロアロイ炭窒化物の活用法[31)]、ボロンの活用法[32)-34)]、酸化物の活用法[35), 36)]、等、種々の手段が開発された。M-A 組織のコントロール法に関しては、M-A 生成に影響の大きな成分の悪影響を定量的に把握することによって[37)]、M-A 組織を生成しやすい成分を低減する成分設計がとられるようになった。また、溶接部のマクロ的不均一を避けるためのコントロール法に関しては、適正な溶接材料の選定、過剰な HAZ 軟化を軽減する成分設計が必要であることが再認識された。これらの研究は主に HAZ の組織、靭性に対する母材成分組成の影響を推定することによって、その両者間の因果関係を説明したものである。

HAZ 靭性に与える影響が比較的に単調、あるいは緩慢である元素については、以上のような手法の研究が効を奏したものの、マイクロアロイのように、炭窒化物として存在する場合と一旦溶解した後とで全く逆の効果をもたらす元素については、他の元素（炭素、窒素、Ａｌ，等）との相互作用などが関係してくることから十分に明確で定量的な議論は出来ていなかった。その原因はやはり溶接前のマイクロアロイの状態から溶接後の HAZ 靭性の結果を直接に説明しようとしたところにギャップがあり、溶接中に初期のマイクロアロイあるいはその析出物がどのように変化しているかについて、更に深い調

査研究が必要とされていた。

また、以上の冶金的な HAZ 靭性、あるいは M-A 組織に関する研究においては、研究対象となる溶接条件は、多層の比較的入熱の低い場合か、あるいは非常に大入熱の場合、がほとんどであり、溶接入熱を変更した場合の系統的な観察は（特に M-A 組織に関して）あまり実施されていない。その結果、溶接入熱によって個々の効果が如何に変化し、溶接入熱によって改善施策を如何に調整すべきかという議論がかなり欠けていた。すなわち、ほとんどの研究は、ある特定の溶接条件に対する冶金的な断面を調査したものであって、その他の溶接条件の場合を包含した冶金的、３次元的変化までを見渡せる研究には至っていなかったのが現状であると思われる。

そこで本論文では、低炭素鋼における HAZ 部の材料要因と破壊靭性の関係を詳細に検討し、本質的な破壊機構を議論した。

第１－３節　本論文の構成

上述したように、HAZ の靭性改善に関する研究および対策は、それぞれ限られた材料、溶接条件に対して、その時の靭性に最も影響を与える因子を取り上げて検討したものが多い。同じ低炭素鋼といえども、材料の板厚が異なり、合金添加量がかなり変化した場合、ないしは溶接条件が大きく振れた場合には、既存の研究成果で得られた改善手法が必ずしも万能薬とはなり得ず、逆に、全く功を奏さない場合も多い。その理由は、冶金的改善施策の内容におけるマイナスの要因およびその影響に言及せずに、プラスの効果のみを追求した結果であると考えられる。そこで、本研究では各 HAZ 靭性改善手法の限界をよく吟味しつつ、影響の大きな材料因子を取り上げ、溶接熱サイクル中に材料が受ける変化について再度詳細に検討した。それによって HAZ の靭性を直接支配している、より現実的な要因を明らかにすると同時に、実際の製品としての高 HAZ 靭性厚鋼板を成分設計する手法についての考え方についても、実例をもって示した。

今回の研究対象とした材料は、最も需要の多い、引張強さが 400～500MPa クラスの低炭素鋼である。その理由は、その枠を越えて例えば一般炭素鋼とすると、関与する変態組織が多くなりあまりにも研究対象が広がってしまうからである。

本論文の主要な研究・検討内容は、次の第２章から始まり、第６章までの５章に記述されている。最後の第７章では、本研究で得られた主要な結論が総括されている。

第２章では、HAZ が溶接中に受ける熱履歴により、どのような相変態が生じて、ど

のような組織が得られるかを、低炭素鋼に対して基礎的に調査した。HAZ 中の各組織のフェライト相の特徴を結晶学的に明らかにすると同時に、混在する島状マルテンサイト（あるいは島状 M-A 組織）の形態について整理した。従来の研究では M-A 組織のみが注目され、フェライト相の変化についてはほとんど言及されていなかった。しかし、第４章の議論で明確になる通り、フェライト相の性状も HAZ 靭性を支配する要因の一部を構成していることから、本研究では始めてフェライト相の変化についても調査を行った。更に、HAZ 中に混在する各ミクロ組織の機械的性質についても再現熱サイクル試験によって調査し、各組織の有する強度、靭性のレベルを明らかにした。

第３章では、鋼材への添加元素の中でも特に HAZ の組織（そして靭性）に影響の大きなマイクロアロイ元素である Nb、Ti、および同様な働きをする B に注目し、それらの元素の炭窒化物が溶接中の熱履歴によって受ける変化を、実験を通して観察した。その知見に基づき、第２章で観察した組織、機械的特性が得られる理由についても若干の捕捉的検討を行った。これらのマイクロアロイ炭窒化物が溶接熱によってどのような変化をするかについては、理論計算を介助した一部の研究[38), 39)]を除いて、これまで実験的にはほとんど研究されていない。HAZ 中のマイクロアロイ炭窒化物の変化について系統的な実験調査を行ったのは、本研究が始めての試みである。

第４章においては、実際の溶接継手の HAZ に対して CTOD 試験を実施し、破壊の発生起点について詳細に調査した。第２章の実験結果を利用して、溶接実継手 HAZ 中の微視的な各位置の組織が有する機械的性質を予測する手法を開発し、破壊発生起点の特徴を推定することを試みた。HAZ 中のミクロ的な各組織の有する機械的性質を推定し、その分布を予測したのは、本研究が始めてである。本研究の結果、破壊発生起点には力学的な特徴においてある共通点があることが判明し、その事実に基づいてより実態に近い破壊発生機構を提案することができた。また、破壊発生箇所のミクロ的な組織が有する破壊靭性値と、実溶接継手として評価された破壊靭性値との間に非常に密接な関係が存在することが明らかとなった。すなわち、実継手で観察される破壊靭性値とは、その破壊発生起点のミクロ組織が有する破壊靭性値であることが示唆された。

第５章では、溶接層数が単層ないしは２層程度となる大入熱溶接を取り上げ、緩慢な熱サイクルでかつ再熱も受けない場合について、第２章で用いた方法と同様な再現熱サイクル試験によって HAZ 組織を調査した。それにより、単層大入熱溶接時に HAZ における組織と靭性を支配している特徴が、小入熱多層溶接の場合とどのように異なるか

を検討した結果、溶接入熱が増加するに従って M-A 組織の分解が起こり、粗大なオーステナイトから変態してできる組織の均一性が、大入熱溶接 HAZ の靭性をほとんど支配するようになることが明確となった。また、その大入熱溶接時の HAZ の組織に対しても、ある特定の微量な添加成分が大きな影響を及ぼすことが確認された。

第 6 章では、これまでの各章の研究成果として、実際の厚鋼板の溶接熱影響部靭性を改善するための合金設計手法について検討した。ただし、多層小入熱溶接と単層大入熱溶接とで HAZ 靭性の支配因子に違いがあることから、それぞれのケースに適した合金設計法が存在することを示した。すなわち、構造物によって目標となる厚鋼板の性能が異なり、適した溶接法も異なることから、小入熱と大入熱溶接施工がされるふたつの代表的な鋼構造物について、それぞれに最適な成分設計手法を開発し、その効果について検証した。その結果、第 2 章から第 5 章までで得られた知見を応用した成分設計手法を採用することにより、実構造物の HAZ 靭性を大幅に改善できることを示した。

以上の論文構成の通り、本論文では微視的・冶金的な HAZ の組織の解釈から説き起こして、溶接継手における実際の破壊が組織因子に影響されてどのような機構で生じるかを小入熱から大入熱溶接の条件下において明確にし、工業的見地からこれらの研究の成果を実際の厚鋼板の材料設計に反映させる手法までを系統的に研究し、その結果をとりまとめた。

第２章　溶接熱影響部の熱履歴と相変態挙動

第２－１節　緒言

HAZ 靭性は、母材の化学成分と、溶接条件すなわち溶接により材料の受ける熱履歴、とによって変化する。一般の低炭素鋼の場合には、Fig. 2-1 に示すように冷却速度が減少するに従って、組織はマルテンサイト→下部ベイナイト→上部ベイナイト→フェライト・パーライトへと変化し、その組織変化に対応して、HAZ 靭性も変化する。組織的に見ると上部ベイナイトが生成する場合に、靭性は最も劣化し、その原因は M-A Constituent の生成であると言われている[40), 41)]。

小溝ら[6), 7)]　は引張強さ 490~590 N/mm2 級の鋼材に対して、HAZ 靭性を支配している要因について研究した結果、限界 CTOD 試験の延性－脆性遷移温度が、オーステナイト粒径（ないしは破面単位）と M-A 組織量とによってほぼ支配されていることを見出した。彼らの得た結果の一部を Fig. 2-2 および Fig. 2-3 に示す。

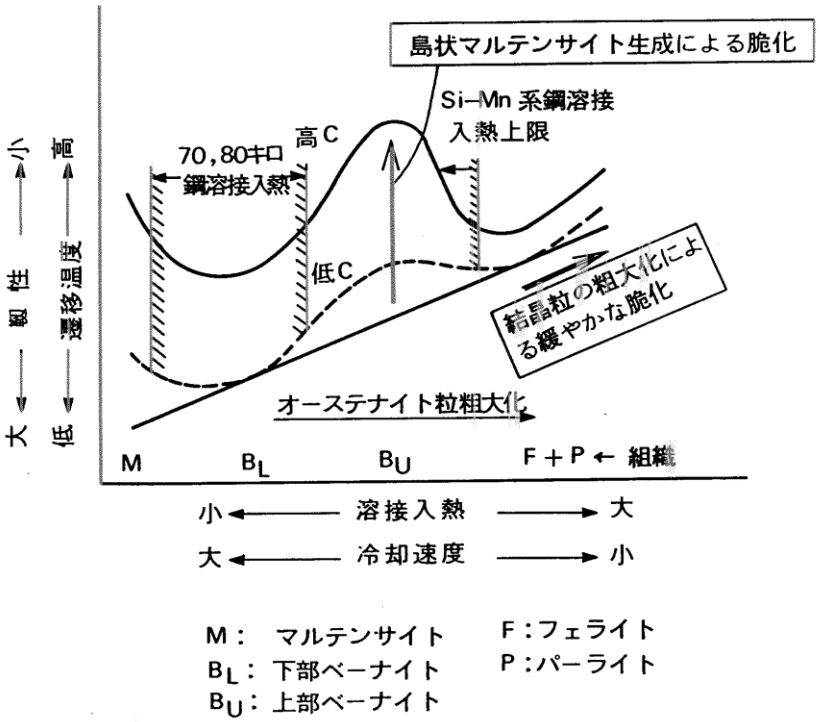


Fig. 2-1 Illustration of the relationship between microstructure and toughness in HAZ thermal cycled steel[40)]

これらの関係に従って、HAZ 靭性の変化を、特に Fig. 2-1 の M-A 組織が生成するような鋼、溶接入熱条件の箇所に焦点をあてて溶接入熱の変数として現してみると、Fig. 2-4 (a)のような概念図が得られる。すなわち、よく知られているように、溶接入熱が増加するにつれて Fig. 2-5 のようにオーステナイト粒は成長し、その粒径粗大化の結果として靭性は劣化する[42), 43)]。一方、M-A 組織量からみた場合には、M-A 組織は溶接

入熱の増加に伴って一旦増加し、その後分解して減少する傾向がある (Fig.2-6[41]) 。その効果を鑑みると、靭性は溶接入熱の増加によって一旦劣化した後、改善する方向に転化することが予想される。これらのトータルの効果として、Fig. 2-4 (a)の概念図が得られる。この概念図は、すなわち、Fig. 2-1 の右半分の条件領域に対して、その靭性をオーステナイト粒径と M-A 組織それぞれの重畳効果として描き直したものである。

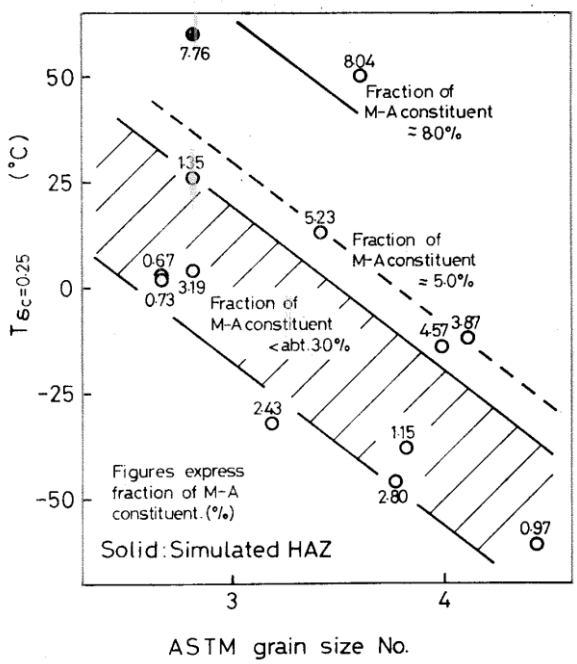


Fig 2-2 Relationship between ASTM grain size and crack initiation temperature at δ c=0.25 mm [6)]

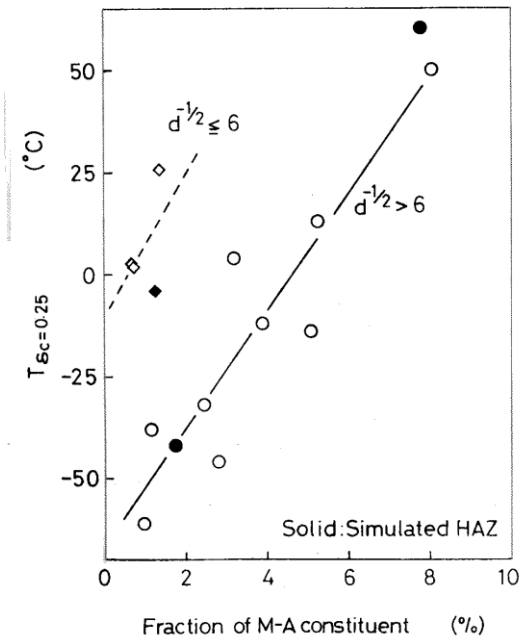
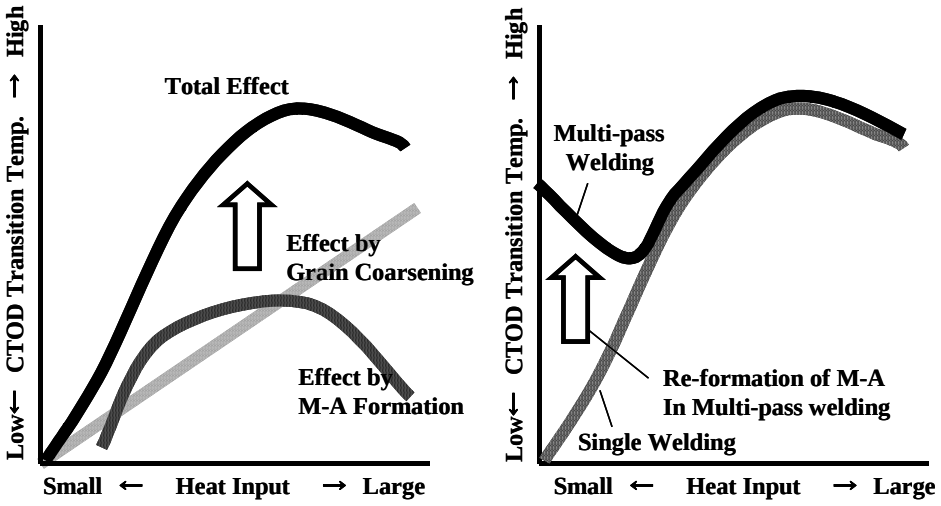


Fig 2-3 Influence of M-A constituent on crack initiation temperature at δ c=0.25 mm [6)]



(a) Single welding　　（b） Multi-pass welding

Fig. 2-4 Variation of heat affected zone toughness with heat input

（Schematic diagram for tensile strength 490～590 N/mm2 class steels）

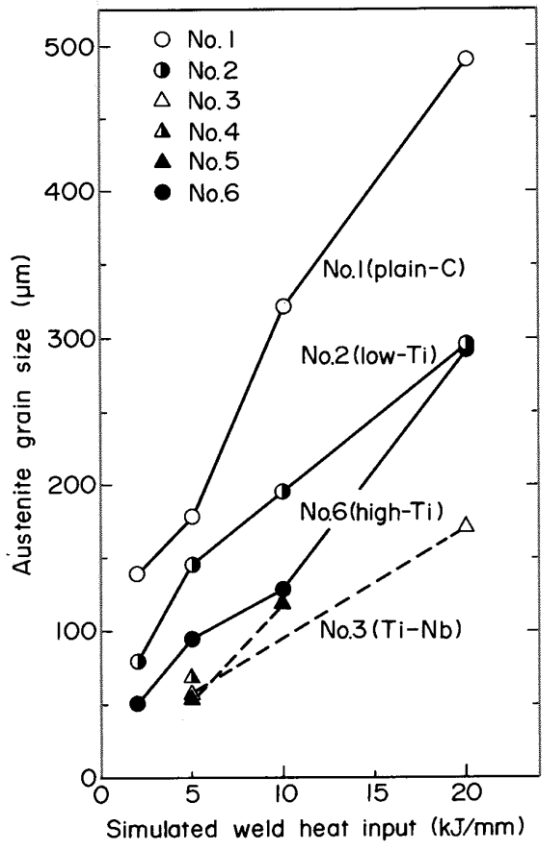


Fig 2-5 Variation of prior austenite grain size with simulated heat input [43)]

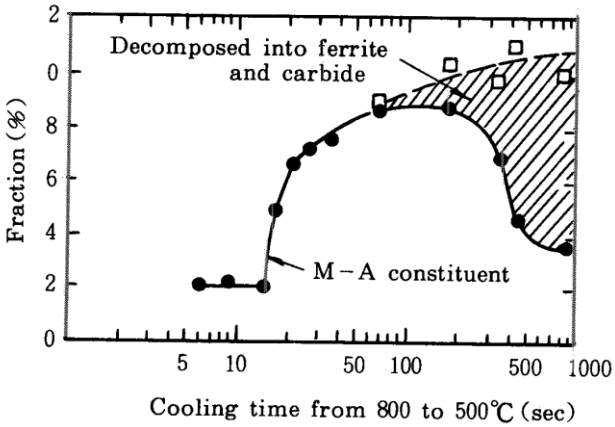


Fig 2-6 Relation between cooling time from 800 to 500℃ and MA fraction [41)]

しかし、この Fig. 2-4 (a)は単層溶接の場合を想定した概念図であるが、入熱が小さく、多層溶接を受ける HAZ の場合には、特定の温度域に再加熱された場合に極端に靭性の劣化した領域が生じ、そこにおいて M-A 組織が特徴的に増加することが観察されている [9), 10)]。この多層溶接に伴う局部脆化の影響を考慮すると、Fig. 2-4 (b)の概念図が得られる。この領域では、溶接入熱が小さく、高温域に加熱される時間が短いことから、初層、多層熱サイクルの区別なくオーステナイト粒径は小さく、靭性の劣化する主因をほぼ M-A 組織に帰着させることができるであろう。すなわち、小入熱多層溶接の場合には HAZ 靭性支配因子を M-A 組織に絞って研究を進めることができると考えられる。そこで本章においては、まず靭性変動の激しいこの小入熱多層溶接の場合に焦点を絞り、溶接熱履歴に伴う組織（特に M-A 組織の形態)、その時に得られる HAZ の靭性レベル、および破壊形態、を再現熱サイクル試験によって追いかけてみることとした。

第２－２節　実験方法

海洋構造物用として一般に用いられる降伏点 460 N/mm2 クラスの 30mm 厚 TMCP 鋼を供試材とした。Table 2-1 に化学成分、Table 2-2 に母材の機械的性質、そして Fig.2-7 に母材のミクロ組織を示す。

Table 2-1 Chemical composition of base metal（unit: mass%）

C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Nb	Ti	Ceq
0.07	0.23	1.51	0.007	0.001	0.30	0.48	0.010	0.015	0.38

Note)　Ceq = C + Mn/6 + (Cu + Ni)/15 + (Cr + Mo + V)/5

Table 2-2 Mechanical properties of base metal

Tensile test			Charpy impact test	CTOD test
0.2% proof stress (N/mm^2)	Tensile strength (N/mm^2)	Yield ratio (%)	vTrs (℃)	CTOD at –50℃ (mm)
４６７	５５７	８４	－１１０	１．５５

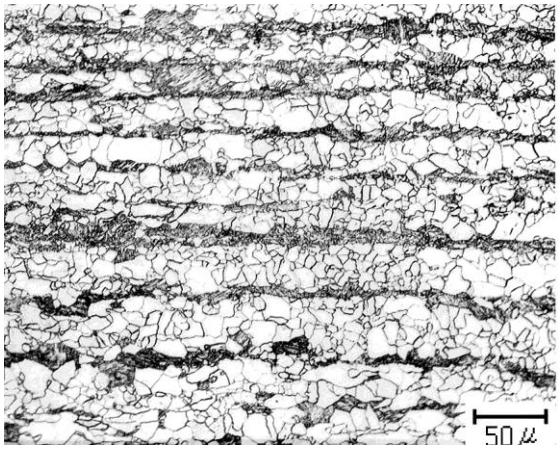


Fig. 2-7 Microstructure of base metal

高周波誘導加熱を利用したシミュレーターを用い、11mm 角棒に対して溶接入熱 5kJ/mm の SAW 多層溶接を想定した溶接熱サイクルを付与し、試験に供した。移動点熱源を仮定した Rosenthal の解析解 [42] によって溶接熱サイクルを計算し、それを 20 ステップの折れ線で近似させた後、試験機にプログラムして試験を行った。冷却は液化窒素ガスと液化水素ガスを使い分けることによって 200℃までの範囲をシミュレートしたが、冷却速度 100℃／秒以上の領域では試験片温度をプログラム通り追随させることはできなかった。200℃以下の温度範囲は空冷とした。熱サイクルは最大３回まで（三重の溶接熱を受けるところまで）行い、一回目、２回目、３回目の各熱サイクルをその最高加熱温度によって、それぞれ Tp_1、Tp_2、Tp_3 という記号で識別した。再現した熱サイクルの例を Fig.2-8 に示す。

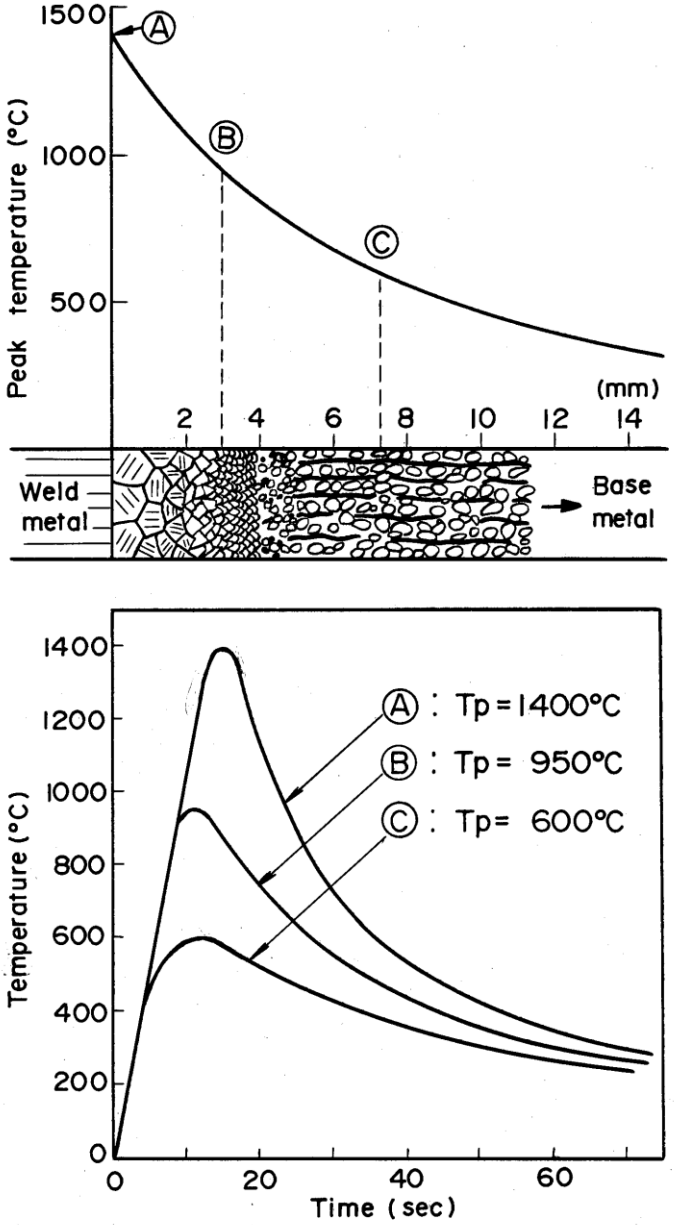


Fig. 2-8 Examples of simulated thermal cycles for 5 MJ/m heat input weld

種々の熱サイクル後の組織は、加速電圧 20keV の SEM、および 200keV の TEM によって観察した。SEM を用いた観察では、井川らの２段階電解エッチ法 [11] を用いて M-A 組織の識別を行った。また、組織観察とは別に、Fig. 2-9 に示すような試験片を用いて、常温での引張試験（Fig.2-9(a)）、-30℃での切欠き付き引張試験（Fig.2-9(b)）、および-10℃、-30℃および-50℃での CTOD 試験（Fig.2-9(c)）を実施した。切欠き付き引張試験は、破断形態を SEM で観察するために実施したもので、Fig.2-9(d)に示す様に、破断した試験片を中心線に沿って割断し、断面組織について前述した２段階電解エッチ法を用いて組織を現出した後、破面と断面組織を同時に観察した。CTOD 試験は、機械切欠き加工後、疲労

予き裂を約 1.3mm 付与した後に実施した。

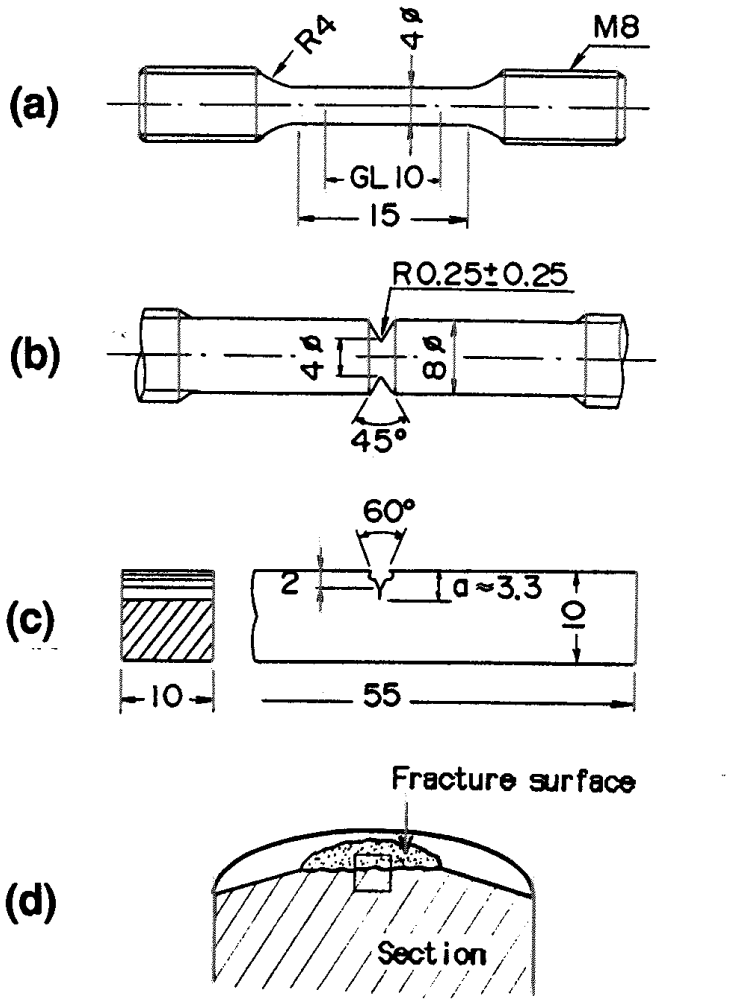


Fig. 2-9 Shape and dimensions of test specimens machined from HAZ simulation test bars: (a) for tensile test, (b) for notched tensile test, (c) for CTOD test, and (d) SEM observation method for notched tensile test specimen (unit: mm)

第２－３節　種々の溶接熱サイクルで得られる組織とその機械的性質、破壊特性

２－３－１　組織観察

本実験においては、上述した通り、溶接入熱 5kJ/mm の SAW を想定しており、少なくとも粗粒域のオーステナイト粒径は初層に生成した旧オーステナイト粒径によって律則されると考えられるので、組織観察としては M-A 組織の形態、量のみに注目して、最

大３重までの多層溶接による変化を追跡した。多層溶接熱影響部の組織分類については、一般に採用されている用語法[12),44)]に従って、UACGHAZ (Unaltered Coarse Grained HAZ)、FGHAZ (Fine Grained HAZ)、ICCGHAZ (Inter-Critically reheated CGHAZ)、SCCGHAZ (Sub-Critically reheated CGHAZ)の４領域における組織を観察した。それぞれの組織分類のピーク温度域は、本論文では Table 2-3 のように定義した。

Table 2-3 Classification of HAZ microstructure of multipass weld

Peak temperature of first thermal cycle (Tp_1)	Peak temperature of subsequent thermal cycle (Tp_2)	HAZ microstructure
Melting point ～ 1250℃ (CGHAZ)	Melting point ～ 1250℃	UACGHAZ
	1250 ～ 850℃	FGHAZ
	850 ～ 700℃	ICCGHAZ
	700 ～ 450℃	SCCGHAZ
	450 ～	UACGHAZ
1250 ～ 850℃ (FGHAZ)	Melting point ～ 1250℃	UACGHAZ
	1250 ～ 850℃	FGHAZ
	850 ～ 700℃	ICHAZ
	700 ～	FGHAZ
850 ～ 700℃ (ICHAZ)	Melting point ～ 1250℃	UACGHAZ
	1250 ～ 850℃	FGHAZ
	850 ～	ICHAZ

Fig. 2-10 に SEM 観察された代表的な組織を示す。各組織分類領域で観察された組織を観察していくと、大きく分けて２種類の組織が存在することがわかる。ひとつは、M-A 組織が板状ないしはラス状に分布したもので、これらの組織は Tp_1 が高温の CGHAZ 温度域に加熱された領域で観察される。ベイナイト生成温度域において、その界面に炭化物の析出を伴わずに生成されるフェライトをベイニティックフェライトと呼ぶが、M-A 組織はベイニティックフェライト・ラス間に取り残されて、長く伸びて生成した組織である[8)]。

本実験で観察されたもうひとつの組織形態は、M-A 組織が塊状に析出したものであり、前者の M-A 組織に比べて方向性の弱い組織である。Tp_1 があまり高くない場合や、Tp_2、Tp_3 が $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態温度直上の場合に観察される。この場合、周囲には同時にポリゴナルフェライトが多く観察される。すなわち、オーステナイトから主に拡散変態を通してポリゴナルフェライトが生成し、変態が遅れて炭素濃化したオーステナイトが M-A 組織になったものと思われる。

UACGHAZ と ICCG ないしは SCCGHAZ 組織分類領域では全てラス状の M-A 組織が

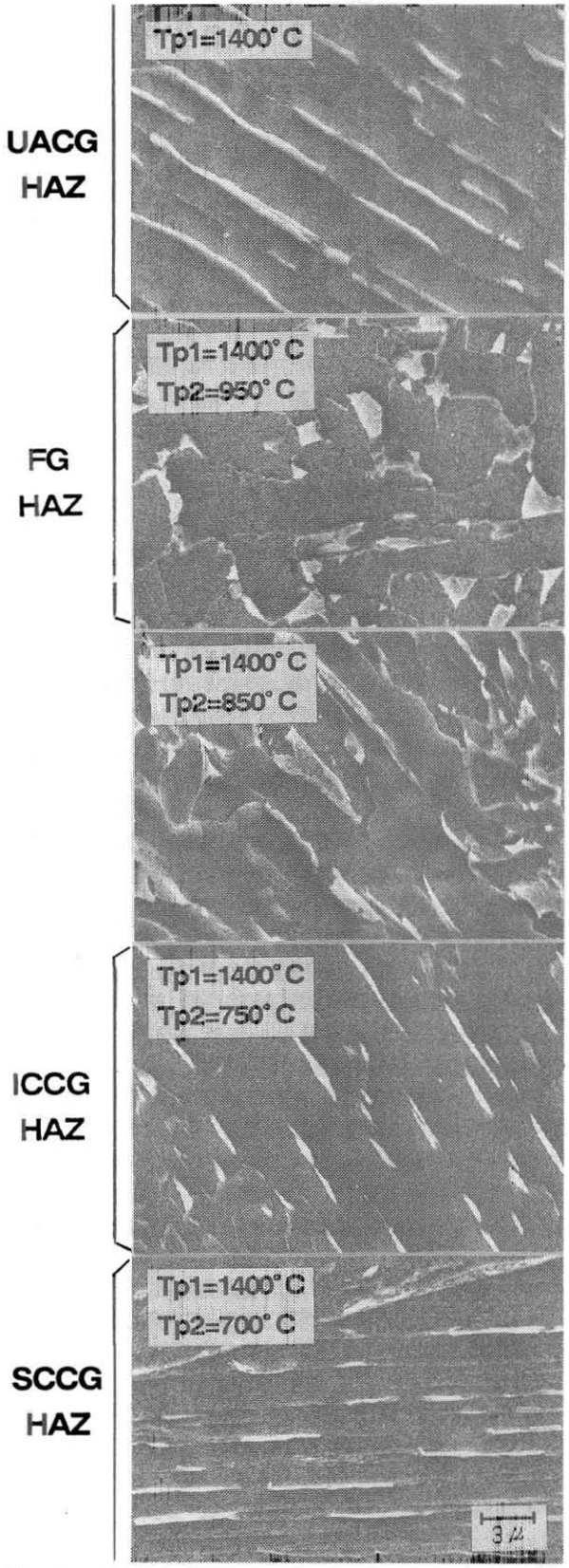


Fig 2-10 Shape and distribution of martensite islands for each HAZ-classified microstructure

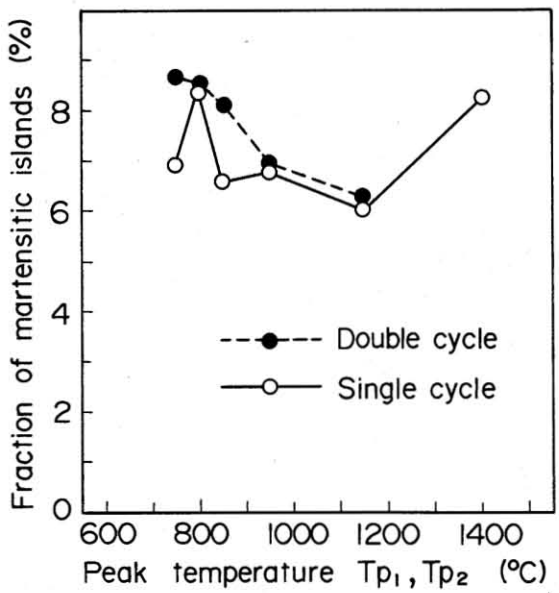


Fig 2-11 Fraction of martensitic islands vs. peak temperature (heat input=5kJ/mm)

観察されたが、M-A 組織の長さには組織分類領域による形態上の相違があり、UACGHAZ で観察される長く伸びた板状に近い M-A 組織は、ICCG ないしは SCCGHAZ では短く分断された文字通りのラス状となっている。ただし、M-A 組織の面積率を測定した結果、Fig. 2-11 に示す通り、M-A 組織の量において、両者に大きな違いは観察されなかった。

1400℃に一回加熱された UACGHAZ で生成した長い M-A 組織を透過型電子顕微鏡によって調査した結果、正方晶軸比が 1.1～1.3 の高炭素マルテンサイトであることが確認された。一方母地相のフェライトについて電子線回折を行った結果、フェライトの回折像と同時に、フェライト地と以下の Bagaryatskij の結晶方位関係にあるセメンタイトの弱い回折像が認められた（Fig. 2-12）:

$$[100]_C//[110]_\alpha、[010]_C//[1\bar{1}1]_\alpha、[001]_C//[\bar{1}12]_\alpha \qquad (2\text{-}1)$$

下部ベイナイト組織中のフェライトとセメンタイトがこの結晶方位関係を有しているが、炭素過飽和のフェライトから析出したセメンタイトの場合にも同じ方位関係が観察されている[45)]。

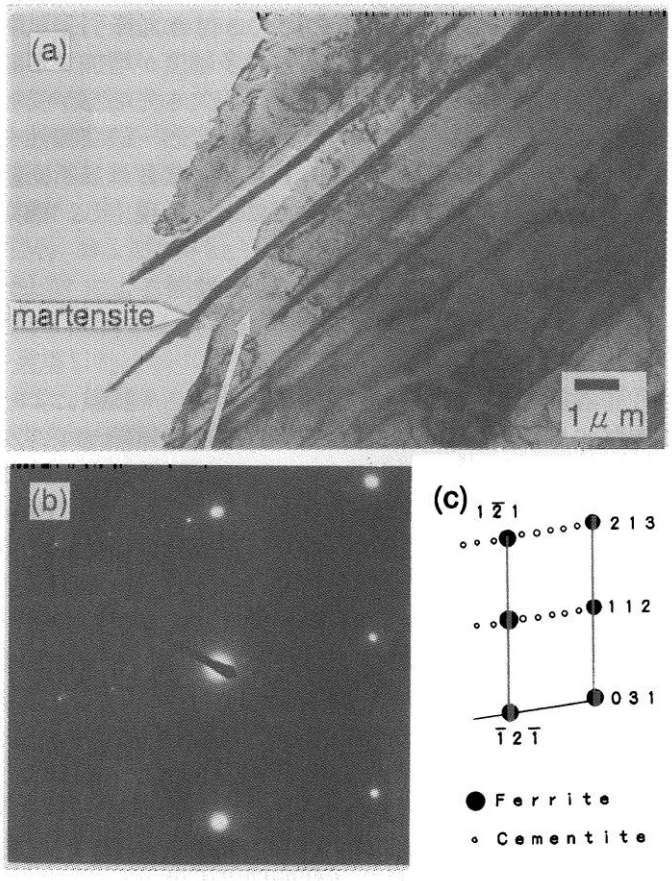


Fig 2-12 Transmission electron micrographs of UACGHAZ, (a) bright field image, (b) diffraction pattern and (c) its schematic representation (Tp_1=1400℃)

Fig. 2-12 のフェライト中に下部ベイナイトの特徴的なセメンタイトを識別できないことから、今回観察しているフェライト組織は後者に相当すると考えられ、TEM 観察用の薄膜試料作製中にフェライト地からわずかに析出し始めたセメンタイトを識別していると推察される。すなわち、UACGHAZ 組織中のフェライト相は炭素過飽和の比較的硬質なフェライト相を形成しているものと考えられる。

この UACGHAZ が二回目の熱サイクルによって再加熱された場合、再加熱温度が低ければ初期の UACGHAZ 組織形態が継承され、たとえα－γニ相温度域まで加熱されたとしても Fig. 2-10 の ICCGHAZ に示した通り、基本的な組織構造が残されている。ただし、M-A 組織は短く分割されたラス形状となり、塊状のセメンタイトも同時に観察されるようになる（Fig.2-13）。この場合、母地はフェライトの単相となっており、転位網も非常に少ないことが観察され、UACGHAZ 中のフェライト相に比べて軟質となっているものと考えられる。

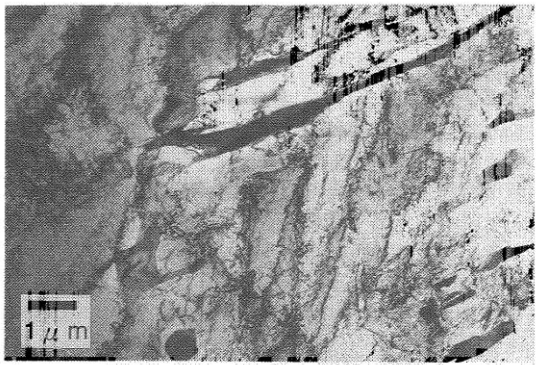


Fig 2-13 Transmission electron micrographs of ICCGHAZ (Tp_1=1400℃、Tp_2=750℃)

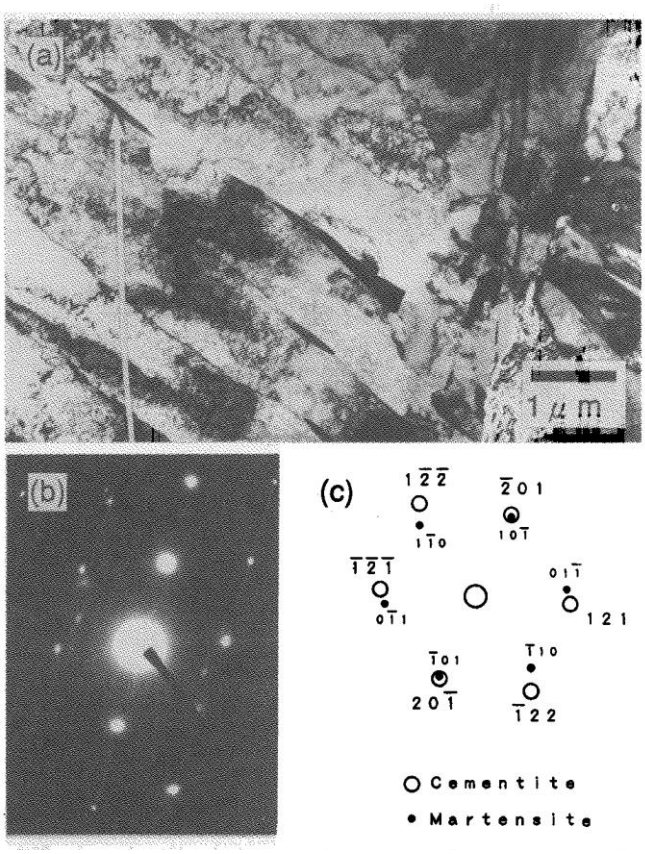


Fig 2-14 Transmission electron micrographs of ICCGHAZ subjected to 600℃ third thermal cycle: (a) bright field image, (b) diffraction pattern and (c) its schematic representation (Tp_1=1400℃、Tp_2=750℃、Tp_3=600℃)

この ICCGHAZ において観察された M-A 組織は、一部は UACGHAZ の M-A 組織の場所から再変態して生成したものと思われるが、もともとフェライト地であったところから生成しているものもあると考えられる。実際、Fig.2-11 で測定した M-A 組織の量が示す通り、ICCGHAZ における M-A 組織量は UACGHAZ 中の M-A 組織量に依存せず、２回目の熱サイクルに依存して変化し、場合によっては UACGHAZ よりも M-A 組織が大量に生成されることもありうる。Kim ら [13)]も BS4360 Gr.50D 規格の 0.14%C 鋼に対して同様な再現熱サイクル試験を実施しており、1350℃加熱の Tp_1 サイクル材に比較して、800℃の２回目の熱サイクルを受けた Tp_2 サイクル材の方が、M-A 組織量は約 40％増加することを報告している。

ICCGHAZ が焼き戻しに相当するような低温域の三回目の熱サイクルを受けた場合（SCCGHAZ）にも初期 UACGHAZ の結晶学的な特徴は継承される。ただし、M-A 組織の分解は進むと考えられるが、Fig. 2-14 に示したように Tp_3=600℃の熱サイクルをうけた SCCGHAZ 中に、塊状セメンタイト以外にマルテンサイト組織が一部観察された。このことは、本実験の供試材で、溶接条件５kJ/mm の場合、一旦生成した M-A 組織は 600℃程度のテンパーサイクルでは簡単に分解しないことを物語っている。

以上、特に靭性劣化の激しいとされる UACGHAZ、ICCGHAZ、SCCGHAZ に対して組織の特徴を観察してきた。フェライト地、M-A 組織の長さ等の内容は変化するものの、フェライト地にラス状の M-A 組織が方向性をもって分散しているという結晶学的特徴はそのまま継承されていることがわかった。

２－３－２　HAZ 再現組織の機械的性質

Fig.2-15 および Fig.2-16 に、単サイクル試験と二重サイクル試験（Tp_1=1400℃）に伴う供試材の機械的性質の変化を示す。ここで、Fig.2-16 中の添字 c、u は、BS7448 規格 [46)] に示された CTOD 試験の破壊様式の差を示している（c は塑性変形を伴わないで（⊿a＜0.2mm）破壊した時の CTOD 値 δc、u はある程度の塑性変形を伴った場合（⊿a≧0.2mm）の δu、添字のない場合は最大荷重点に達した時に得られる δm、をそれぞれ示す）。

単サイクル試験においては、最高加熱温度の低下に伴って引張強さは単調に低下するが、0.2%耐力は低温オーステナイト領域～α-γ 二相温度領域に加熱された場合に極端に低下する傾向を示し、Fig.2-10 の組織観察で示したように、ポリゴナルフェライト中に分散化した塊状 M-A 組織が生成することに対応している。ただし、再加熱温度が変態開

始点に達しない場合には 0.2%耐力は母材特性をひきずった形となり、高止まっている（一般の焼戻し温度域以上の温度であっても、保持時間が短いために焼戻し硬化は十分働かない）。一方、限界 CTOD 値は単サイクル加熱温度の低下に伴って、引張強さとは逆に単調に上昇していることがわかる。

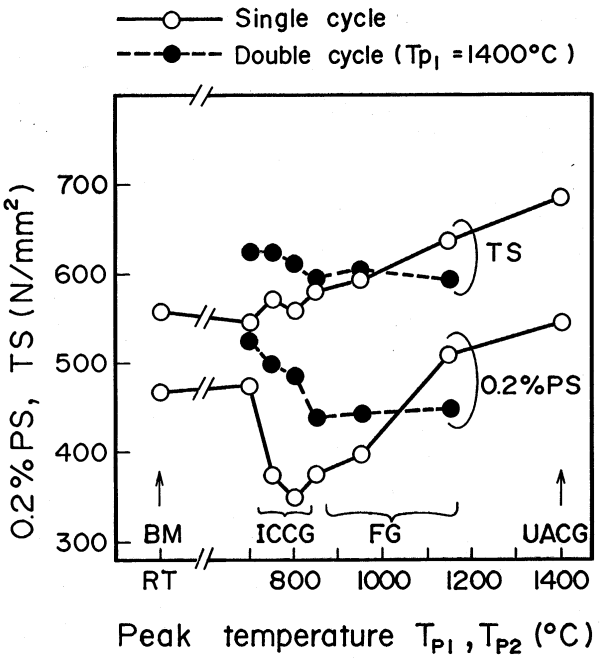


Fig 2-15 Variation of tensile properties in single and double cycle tests

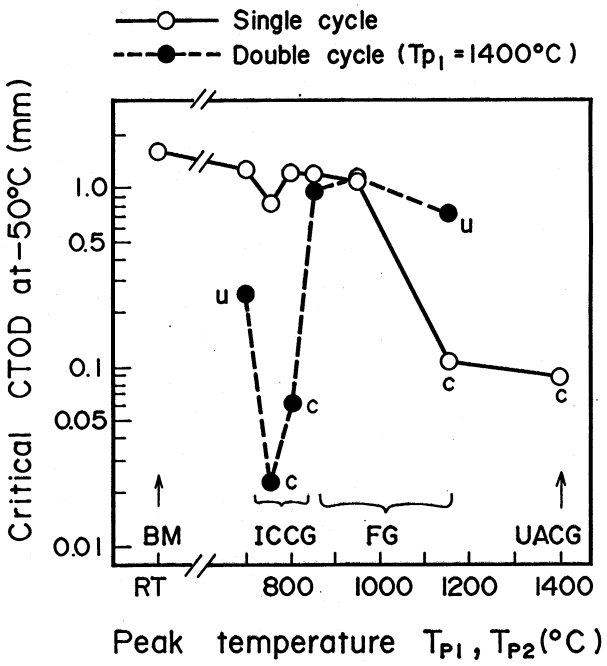


Fig 2-16 Variation of critical CTOD in single and double cycle tests

Tp_1=1400℃後に Tp_2 の二重サイクルを受けた試験片においては、引張強さ、0.2%耐力共に 2 回目の加熱温度に伴う大きな変動はないが、α－γ二相温度域に加熱された場合には若干上昇している。その傾向は、Fig.2-11 で観察した M-A 量の Tp2 依存性とほぼ同様であり、Tp_1=1400℃の二重熱サイクル材ではα－γ二相温度域に加熱された場合のみ、ラス状の M-A 組織が方向性を持って分散しているという共通した組織特性を保持していることと対応しているものと考えられる。一方で、Tp_2 に伴う限界 CTOD 値の変化は非常に顕著であり、Tp_2 が二相域の場合には極度に CTOD が劣化していることがわかる。靭性においては、M-A 組織が短く分断された形状に移行することと更に強い因果関係があるものと考えられる。

Fig.2-17、Fig.2-18 は、上述した二重サイクルで靭性の最も低下する、Tp_1=1400℃、Tp_2=750℃サイクル材に対して、更に３回目のテンパーサイクルを付与した結果を示して

いる。予想としては、３回目のテンパーサイクルの付与によって材料は軟化し、靭性は改善することを期待していたが、実際の結果は、予想に反して、材料は時効硬化のごとく若干硬化し、CTOD 靭性には明確な改善効果は見られなかった。３－１で組織観察した通り、テンパーサイクルで M-A 組織の分解が十分進行していなかったことと関連があるものと考えられる。

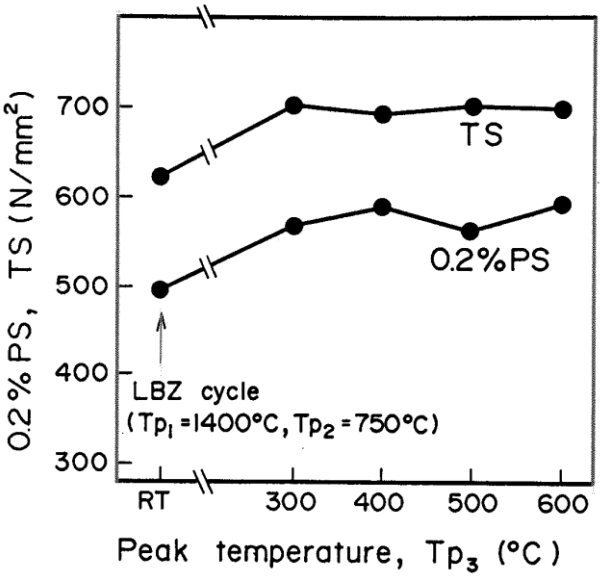


Fig 2-17 Influence of third thermal cycle on tensile properties of ICCGHAZ

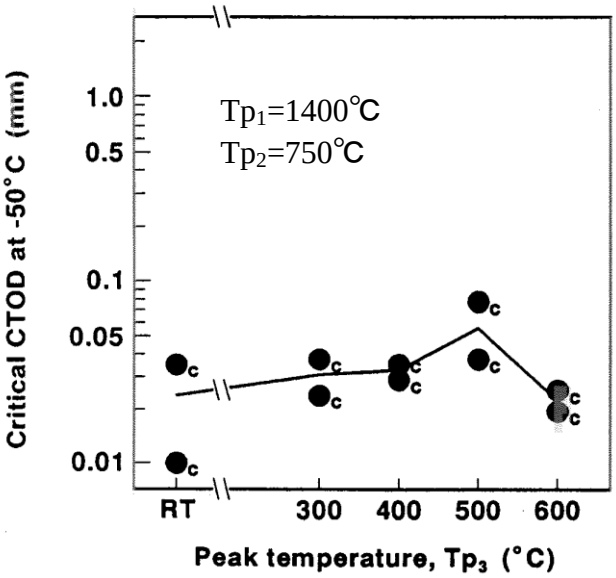


Fig 2-18 Influence of third thermal cycle on critical CTOD of ICCGHAZ

２－３－３　破壊特性

実構造物での応力拘束状態を模擬するため、Fig.2-9(b)のノッチ付き引張試験によって､3 次元的に拘束された状態で再現試験片を-30℃で破断させた。破断後の試験片の破断面をその表面下の断面組織と同時に観察した結果、それぞれの特徴的な HAZ 組織分類によって、以下のような破壊形態を示した（Fig.2-19）。

（１）UACGHAZ：断面は完全な劈開破面を呈し、板状の M-A 組織と交叉する位置で tear line が観察された。破断表面下の断面においては微小き裂は観察されず、一ヶ所から発生した微小き裂がそのまま伝播して最終破断に至ったものと思われる。

（２）FGHAZ：典型的な繊維状破壊によって破断しており、M-A 組織ないしはポリゴナルフェライト程度以下のサイズの微小なボイドが多数生成していた。表面直下の断面には、M-A 組織とフェライトとの界面に生成した微小ボイドが多く観察され、これらが合体してディンプル状破断に至ったものと考えられる。

（３）ICCGHAZ：破面は UACGHAZ と同様に劈開面であったが、破面直下にはいくつかの稲妻状微小き裂が観察された。これらの微小き裂はせ

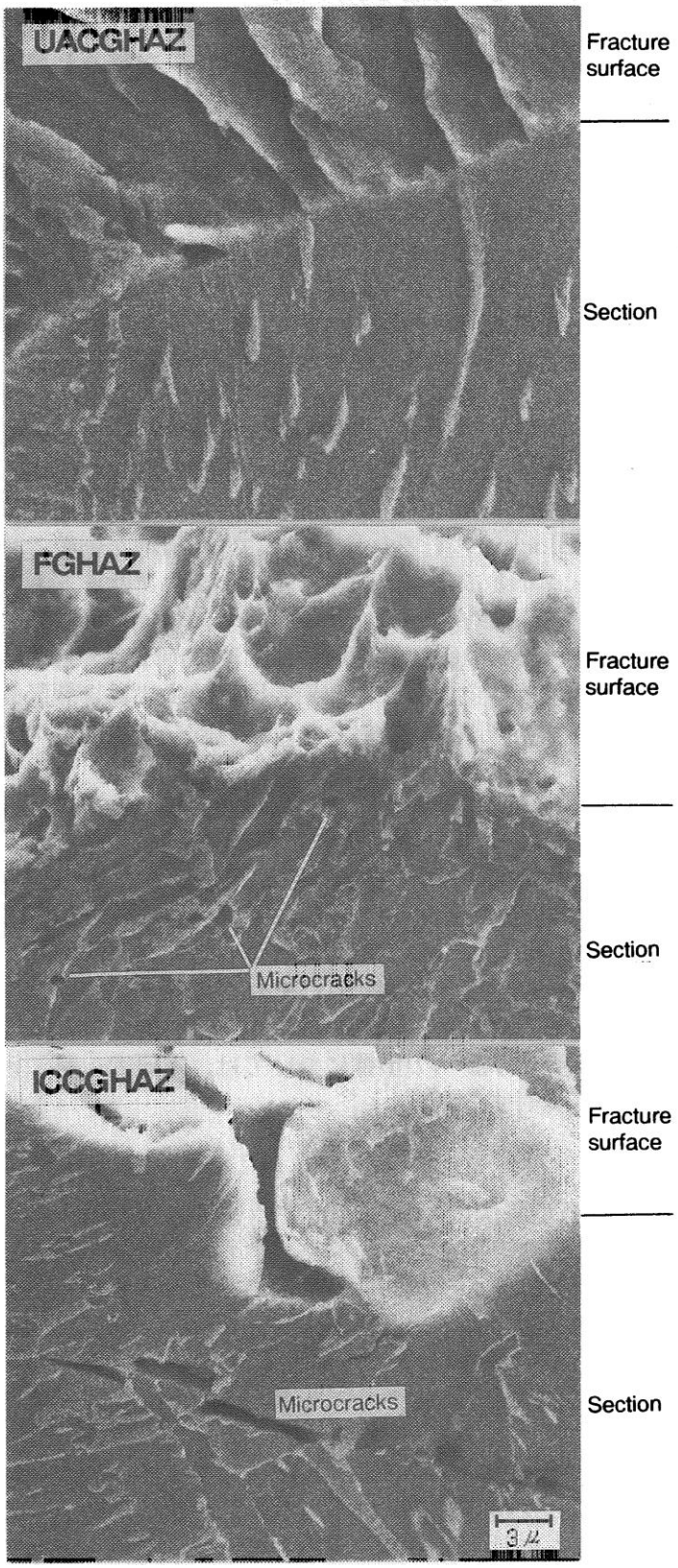


Fig 2-19 Fractured surface and sectional microstructure of notched round bar tensile test specimens

いぜいフェライトラス幅程度のサイズであり、比較的に直線状の鋭利な形状であった。微小き裂が発生し易い組織であり、その一部が進展して最終破断に至ったものと考えられる。

これらの破壊特性を参考にして、M-A 組織がラス状な HAZ 組織分類（UACGHAZ、ICCGHAZ、他）と塊状な HAZ 組織分類（FGHAZ、他）とに分けて、以上の試験結果を整理したのが Fig. 2-20 である。ここでは、限界 CTOD と M-A 組織量の関係として表示してみた。その結果、M-A 組織量が多くなるほど限界 CTOD 値が低下することがわかる。ただし、その傾向は M-A 組織形態によって異なり、M-A 組織がラス状の場合に、限界 CTOD 値の M-A 組織量依存性はより顕著であった。

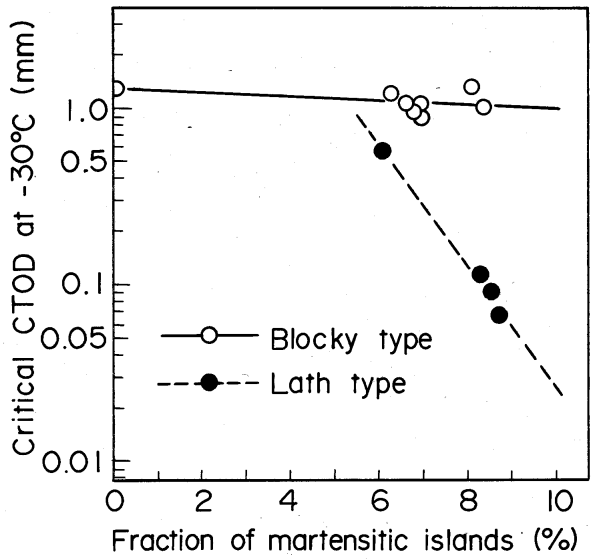


Fig 2-20 Relation between critical CTOD and fraction of martensitic islands (heat input: 5 kJ/mm)

Fig.2-20 の整理の中で、ラス状の組織は 1 本の直線関係で整理されているものの、上述した通り、UACGHAZ と ICCGHAZ では M-A 組織形態に違いがあり、UACGHAZ では M-A 組織が板状に分布していたが、ICCGHAZ では M-A 組織が分断されて文字通りラス状となっており、後者の方が M-A 組織量も若干多かった。その結果、ICCGHAZ の方が破壊発生は容易に起こるようであるが、M-A 組織量の破壊靭性への寄与という面からみると、どちらのラス状 M-A 組織形態も同程度の影響力があるものと考えられる。

第２－４節　結論

一般海洋構造物用 TMCP 鋼に対して、多層溶接 HAZ 部の組織を M-A 組織の形態を中心として観察し、その機械的性質、破壊特性への影響を調査した結果、以下の結論が得られた。

（１）HAZ の組織を M-A 組織形態によって分類すると、ラスタイプと塊状タイプに大別できる。

（２）HAZ の組織分類によるラスタイプ組織は、最高加熱温度に加熱される粗粒域（UACGHAZ)、それが二層温度域に再加熱された ICCGHAZ, あるいはテンパー温度域に再加熱された粗粒域 SCCGHAZ、等で観察される。一方、塊状タイプは比較的低温のオーステナイト域に加熱された FGHAZ、ないしは FGHAZ がそれ以下の温度域に再加熱された領域、等に観察される。

（３）ラスタイプの組織では、オーステナイト粒内に同一の方向に板状あるいは矩形状の M-A 組織が整列しており、母地の塑性変形を強く拘束する結果、一般に強度は高くなり、靭性は低下して、劈開型の破壊を引き起こす。この組織硬化には母地であるフェライト地も一役買っていると思われ、フェライト地自身が炭素を過剰に固溶した状態となっていることが観察された。

（４）この組織形態の結果、ラスタイプでは破壊靭性値が M-A 組織量に大きく依存して変化し、M-A 組織量が多いほど靭性は劣化する。ただし、この関係の中で、組織形態による影響も存在し、M-A 組織がより短い矩形状となった ICCGHAZ の方が、M-A が長く板状の UACGHAZ よりも破壊発生が容易に起こる傾向が観察された。

（５）それに対して塊状タイプの組織では、塊状の M-A 組織がランダムにフェライト粒界付近から生成しており、母地に対する塑性拘束効果がすくないと同時に、細粒フェライト主体の組織となっていることから、一般に強度は低下し、靭性は比較的高く、繊維状延性破壊によって破壊する。

第３章　溶接熱影響部の熱履歴における炭窒化物の役割

第３－１節　緒言

第 2 章において、HAZ の靭性劣化に対して M-A 組織が大きな支配因子であることを述べ、M-A 組織が溶接熱サイクルによってどのように変化し、それぞれの組織がどのような機械的性質を持つようになるかについて詳細に調査した。ただし、調査材料は降伏点 460 N/mm^2 クラスの TMCP 鋼一種類のみであった。材料、すなわち鋼材の化学成分が変化した場合に、HAZ に生成する M-A 組織がどのように変化するかということについては、第２章の第１節で若干触れたが（Fig.2-1）、上部ベイナイトが生成するような条件となる化学成分、溶接入熱の時に M-A 組織が多く発生することを述べた。Fig.3-1 は笠松ら[14)]が強度レベルの異なる５種類の材料に対して、HAZ に生成する M-A 組織の数、大きさ、および生成量について調査した結果であるが、同じ冷却速度で比較すると、HT60、HT80 において M-A 組織が多く発生しており、強度レベルが HT50 に低下した場合、あるいは強度レベルが HT100 に上昇した場合には、逆に M-A 組織生成量が低下している。Fig.3-1 の結果は、第２章 Fig.2-1 の模式図を、実際の実験結果で裏づけたものであり、上部ベイナイ

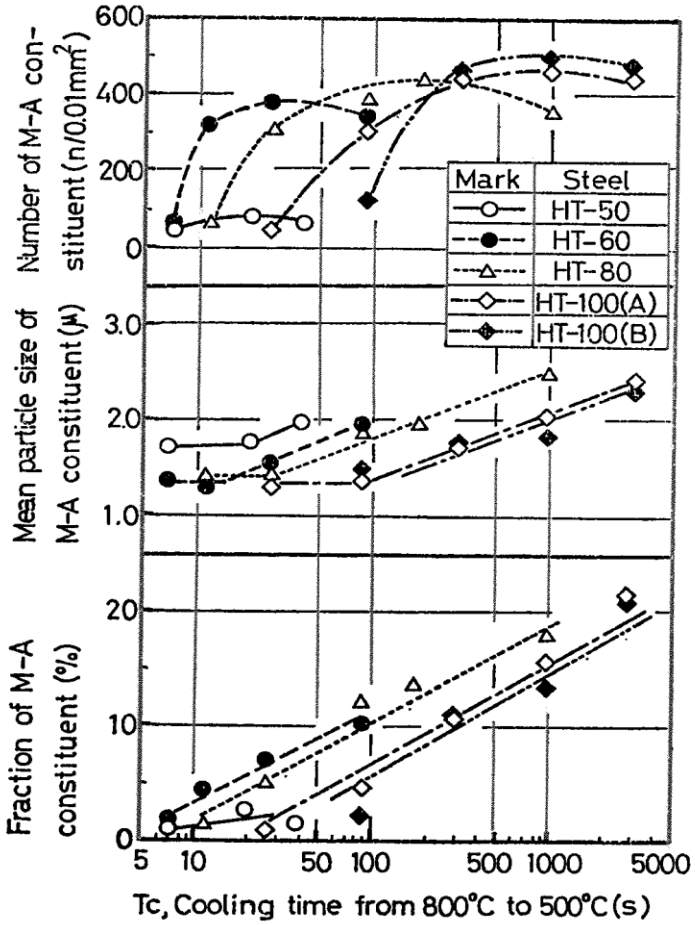


Fig.3-1 Effect of cooling time on size and distribution parameters of martensite-austenite constituent[14)]

トが生成するような、成分、溶接条件の場合に M-A 生成量が多くなることを実験的に実証したものと解釈できる。

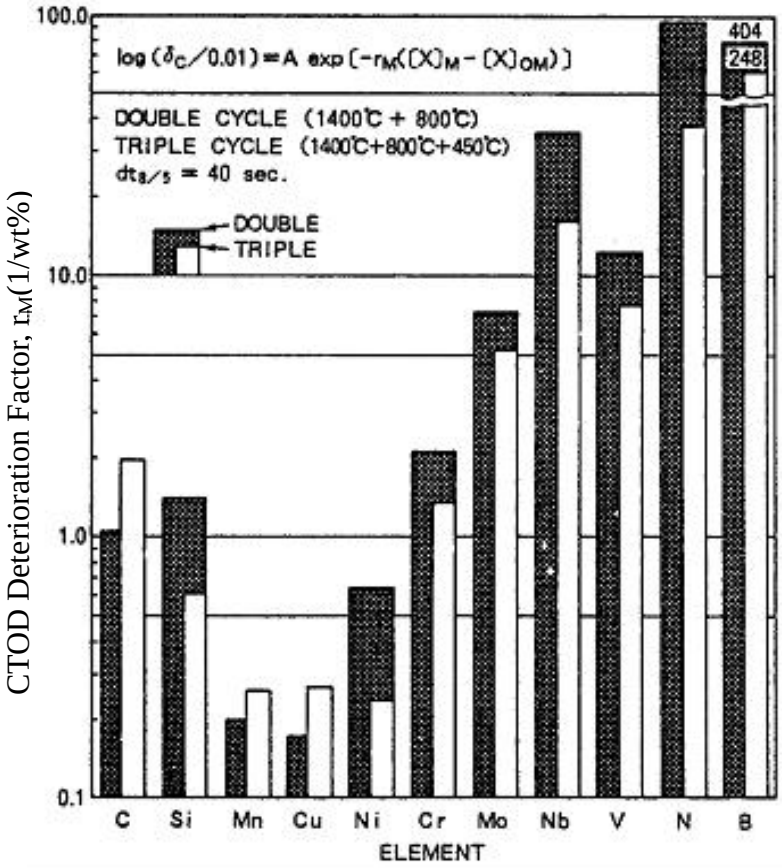


Fig.3-2 CTOD deterioration factors for alloying elements (CTOD deterioration factor r_M is defined by the equation in the figure, where δc is the CTOD value in mm, $[X]_M$ is the concentration of alloy element "M" added in weight percent, $[X]_{0M}$ is the concentration of element "M" in the base composition steel. Hiher r_M means greater deterioration.)[37)]

HT50 の強度レベルの材料に比べて、第２章で調べたような HT60 に近い材料の化学成分の場合は HAZ 組織がどのように異なるかについてはいちがいに言えないが、第２章で用いた材料を例にとってみると、Mn、Cu、Ni、Nb 等の量に差異があると考えられる。土師、粟飯原は多層溶接の ICCGHAZ, SC-ICCGHAZ の CTOD 靭性に与える各種成分の影響を調査し、Fig.3-2 の結果を得た [37)]。Fig.3-2 は、ほぼあらゆる合金成分の添加が二層域に再加熱された粗粒域の靭性を悪化させる効果があることを示しており、それは M-A 組織の生成と関係していると考えられる。すなわち、HT50 のようなフェライト組織ベースの材料に合金成分を添加すると、鋼の焼入性が高まり、上部ベイナイトが生成しやすくなることを物語っているものと解釈できる。Fig.3-2 は各成分の wt%添加当たりの影響を示しているが、ここで注目すべきことは、Nb, V, N, B は僅かの添加でも悪影響が

非常に大きいということである。これらの成分の中で、N 以外の Nb, V, B は、一般にマイクロアロイと呼ばれ、微量の添加でも、オーステナイトの粒成長、再結晶、γ→α変態挙動に大きな影響力のあることから、現在の TMCP 技術に不可欠な添加元素となっている[47)-49)]。しかしながら Fig.3-2 の示すところは、マイクロアロイは多層溶接熱影響部の靭性に悪影響があるということである。

鋼に対するマイクロアロイの効果に関してこのような矛盾の生じる理由を正確に理解し、母材、HAZ 共にバランスのとれた性能となる鋼材を生み出すためには、HAZ におけるマイクロアロイの役割を詳しく理解する必要がある。マイクロアロイが TMCP において有用な大きな理由のひとつとしては、オーステナイト域において生成する（マイクロアロイの）炭窒化物の存在が挙げられる。そこで本章では主にこの観点から、マイクロアロイの炭窒化物が溶接熱影響によってどのような挙動を示すのかに焦点をおいて調査し、炭窒化物の変化が、ひいては HAZ の靭性に与える影響について考察してみることとした。

第３－２節　溶接熱影響部における炭窒化物の変化

３－２－１　実験方法

まず、溶接熱影響に伴うマイクロアロイ炭窒化物の挙動を調べるために、Table 3-1 に化学成分を示す６種類の商業用 As-rolled 材を試験に供した。ただし、No.4 と No.5 の材料は、SHT 法[50)]によって製造され、1140℃で加熱－圧延された直後に SHT 炉で 900℃に再加熱後、再度圧延して製造された。

Plain-C 鋼の他に、マイクロアロイとして Ti を含有し、その量が異なる鋼２鋼種、Ti、Nb 両方を含有し、炭素量レベルの異なる鋼３種類を含んでいる。

Table 3-1 Chemical compositions

No	Steel	Chemical compositions (mass%)									
		C	Si	Mn	Ni	Ti	Nb	Sol.Al	N	Ti/N atomic ratio	Heat temp. (℃)
1	Plain-C	0.13	0.21	1.00	－	－	－	0.044	0.0020	－	1120
2	Low-Ti	0.13	0.20	0.98	－	0.017	－	0.045	0.0035	1.4	1120
3	Ti-Nb	0.12	0.31	1.47	－	0.015	0.016	0.024	0.0047	0.9	950
4	Ti-Nb	0.05	0.21	1.29	0.25	0.019	0.013	0.061	0.0061	0.9	1140-900
5	Ti-Nb	0.08	0.19	1.28	0.24	0.018	0.016	0.027	0.0048	1.1	1140-900
6	High-Ti	0.09	0.42	1.58	－	0.057	－	0.016	0.0030	5.6	－

グリーブル 510 シミュレーターにより、溶接入熱 2、5、10、20 kJ/mm の場合の HAZ を Fig.3-3 に示すような熱サイクルでシミュレートした。ここで、最高加熱温度は 1350℃とした。また、特に炭窒化物の固溶・析出過程を観察するために、5x10x10 mm の寸法のサンプルを 1350℃の溶融銅の中に2～16秒間浸漬後ただちに水焼入を行い、同様の観察に供した。

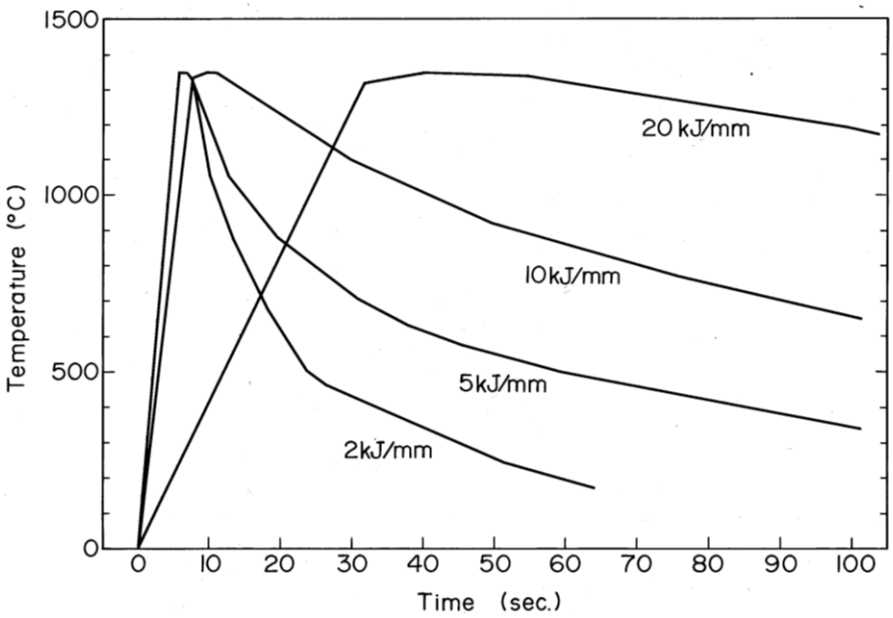


Fig. 3-3 HAZ simulation thermal cycles

炭窒化物の観察は、炭素蒸着膜による抽出レプリカを用いて、100kV の透過型電子顕微鏡によって行った。ランダムに選んだ 15 視野に対して、炭窒化物の寸法、面積分率を測定した。また、Ti-Nb 複合炭窒化物に対しては、EDX（エネルギー分散型 X 線分析器）によって金属成分の分析を行い、Ti/Nb 重量比率を Cliff-Lorimer の方法 [51] を用いて求めた。ここで、Ti/Nb 重量比率換算の補正係数を K_{TiNb}=0.52 とした [52]。

３－２－２　溶接熱サイクルに伴う炭窒化物の変化

まず、供試材まま、および各再現熱サイクル後に測定した炭窒化物の寸法分布図の一部を Fig.3-4～3-6 に示す。これらの図中で、D は炭窒化物の平均粒径、Ns は抽出レプリカ上で測定した炭窒化物の面密度を示している。各図で共通して言えることは、供試材ままの Ns に比べて、再現熱サイクル後の Ns が急激に減少していることであり、溶接熱によって大部分の炭窒化物が鋼の母地中に固溶したことを示している。この変化は Ti-Nb 複合添加鋼の場合に特に顕著であり、Ns は２桁のレベルで減少している。

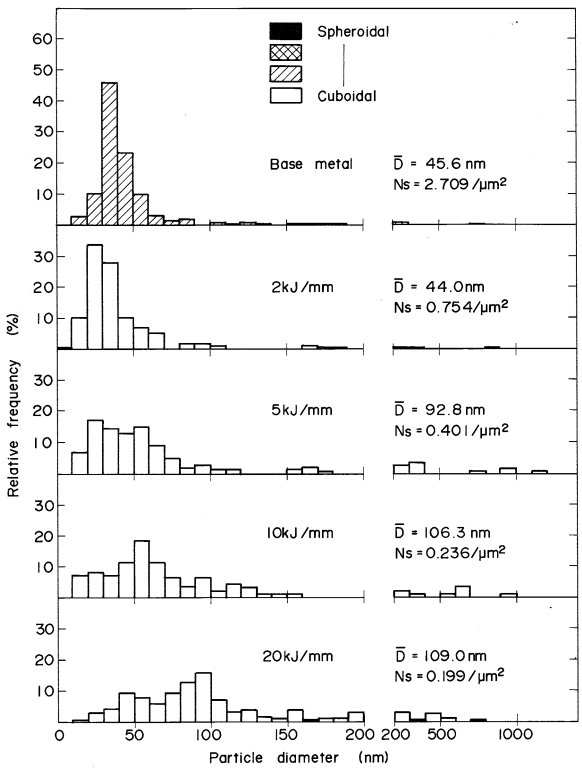


Fig 3-4 Histograms of particle diameter as a function of heat input for No.2 low Ti steel

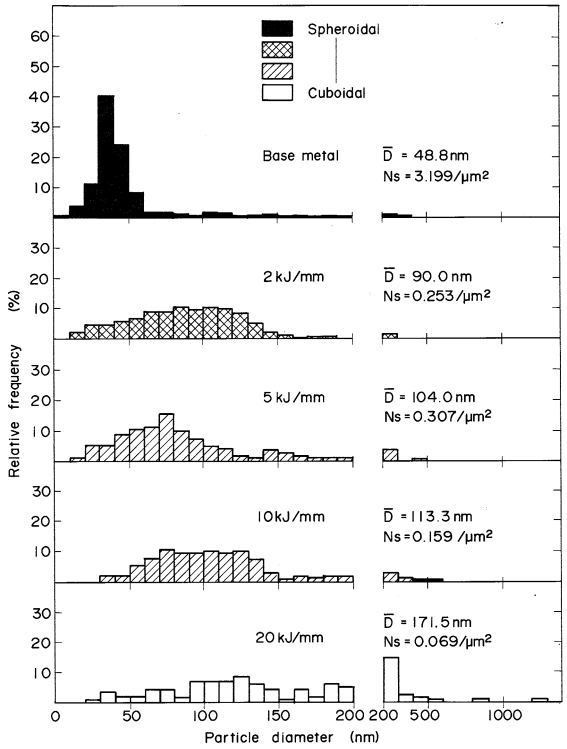


Fig 3-5 Histograms of particle diameter as a function of heat input for No.6 high Ti steel

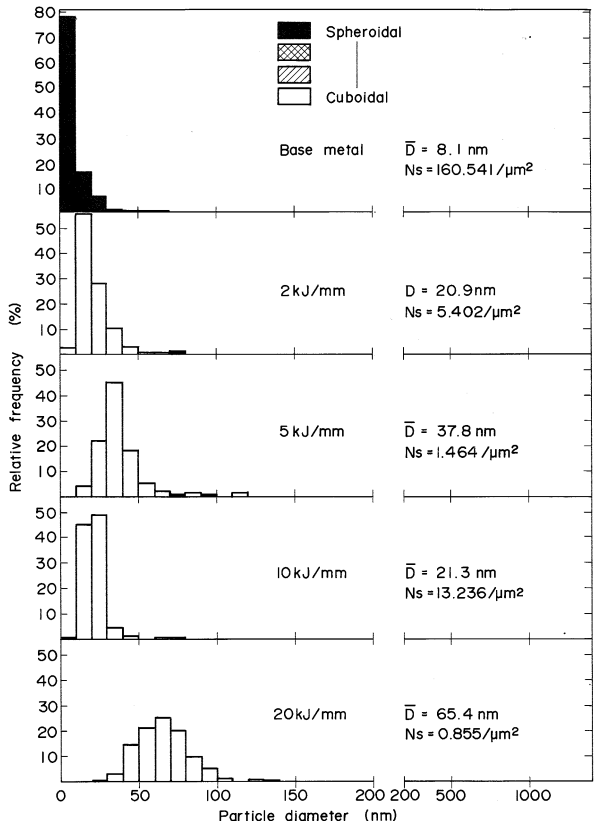


Fig 3-6 Histograms of particle diameter as a function of heat input for No.3 Nb-Ti steel

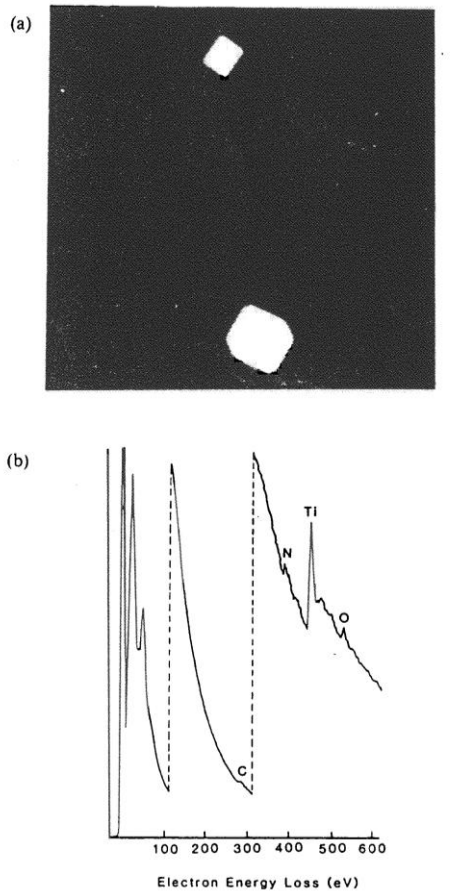


Fig 3-7 EELS spectrum from a particle extracted using SiO medium (No.2 steel, 10kJ/mm)

一方、平均粒径 D は概して再現熱サイクル後増加しており、溶接熱によって溶解した炭窒化物が主に微小炭窒化物であったと推察される。

溶解した析出物が炭化物であったか窒化物であったかについては実証データはないが、熱力学的な観点から、ほとんどの析出物は複合した炭窒化物であったと考えられる。実際に Ti 添加鋼中（10kJ/mm 熱サイクル後）の析出物を炭素のかわりに珪素でレプリカ抽出し、EELS にて分析すると炭素と窒素の両元素が検出された (Fig.3-7)。

すなわち、マイクロアロイ添加鋼中には一般にマイクロアロイ炭窒化物複合析出物が存在し、溶接熱サイクルをうけた場合には、その析出物中の成分の混合割合に応じた熱力学的挙動をするものと考えられる。複合析出物の熱力学的解釈については後述するが、例えば炭素の多い析出物は炭化物として、窒素の多い析出物は窒化物としての物理化学的特性に近い挙動を示す。その結果、サイズの小さい炭窒化物および炭素含有比率の高い炭窒化物から先に溶解し、サイズが比較的に大きく、窒素含有量の高い炭窒化物が残留するものと考えられる。

溶接熱サイクル後の試料であっても、一般に溶接入熱が大きくなるに従って炭窒化物の平均寸法が増加していることに関しては、その理由として、（１）小さな炭窒化物から固溶していくために、入熱が高くなるに従って残留する大型の炭窒化物比率が増加する、（２）高温に加熱された時点で難固溶の炭窒化物のみ残留し Ostwald 成長によって平均粒径が増加する、（３）熱サイクルの冷却過程において部分的に溶解した炭窒化物が比較的に大きな残留炭窒化物のまわりに再析出し、大きな炭窒化物が更に成長する、というようなメカニズムが考えられる。これらの機構の内でどれが最も支配的であるかについては、炭窒化物の種類によって差があるようである。

例えば、Fig.3-4～3-6 の炭窒化物粒径分布の溶接入熱に伴う変化からもわかる通り、Ti 単味添加鋼と Ti-Nb 複合添加材とではその中身に大きな違いが存在する。すなわち、Ti 単味添加鋼の場合は、母材中の炭窒化物は比較的大きく、溶接入熱の増加につれて炭窒化物の平均粒径 D が単調に増加すると同時に炭窒化物の面密度 Ns は逆に単調に減少している。しかし、No.3 の Nb-Ti 複合添加鋼の場合には、母材中の炭窒化物は非常に小さく、溶接入熱に伴う D の変化も Ns の変化も単調ではない。更に、前述した通り、溶接熱サイクル前後で、Ns の変化は非常に顕著である。

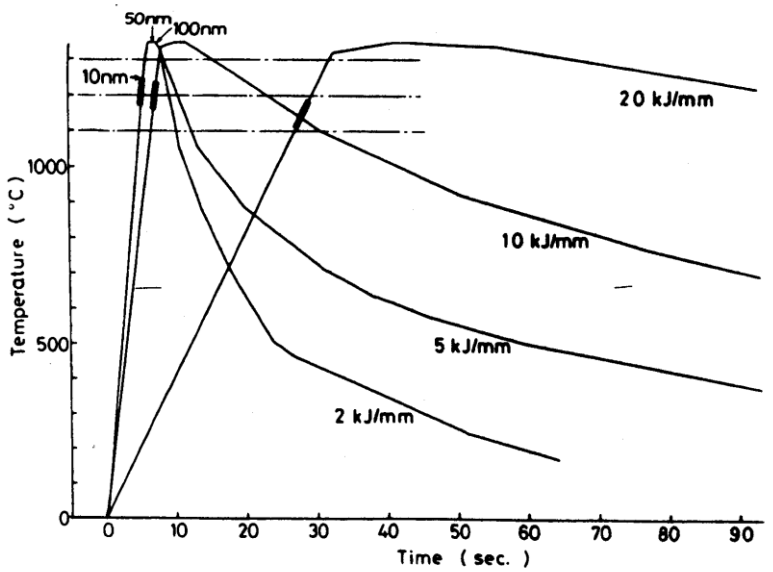


Fig 3-8 The rate of dissolution of NbC in austenite during thermal cycle. The solid bars mark the progress of dissolution of a 10nm diameter particle while the arrows indicate the points of complete dissolution of particles 10, 50 and 100 nm in diameter

No.3 の母材中の炭窒化物は主に NbC 析出物が主体となっていると考えられるので、溶接熱サイクルに伴う NbC の溶解速度を本章第５節で説明する手法によって計算してみると、Fig.3-8 に示すように 100nm 程度の析出物も 2 kJ/mm の熱サイクルで溶解してしまうこととなる。このように NbC の溶解速度がかなり速いことを考慮すると、No.3 鋼では、たかだか 200nm 程度の大型炭窒化物のみが溶け残るという上記（１）の機構は考え難い。また、Ti 鋼（Fig.3-4、Fig.3-5）と Ti-Nb 複合添加鋼（Fig.3-6）とを比較すると、後者の場合には、溶接入熱の増加に伴って、平均炭窒化物粒径が増大後、10kJ/mm の入熱でいったん減少し、

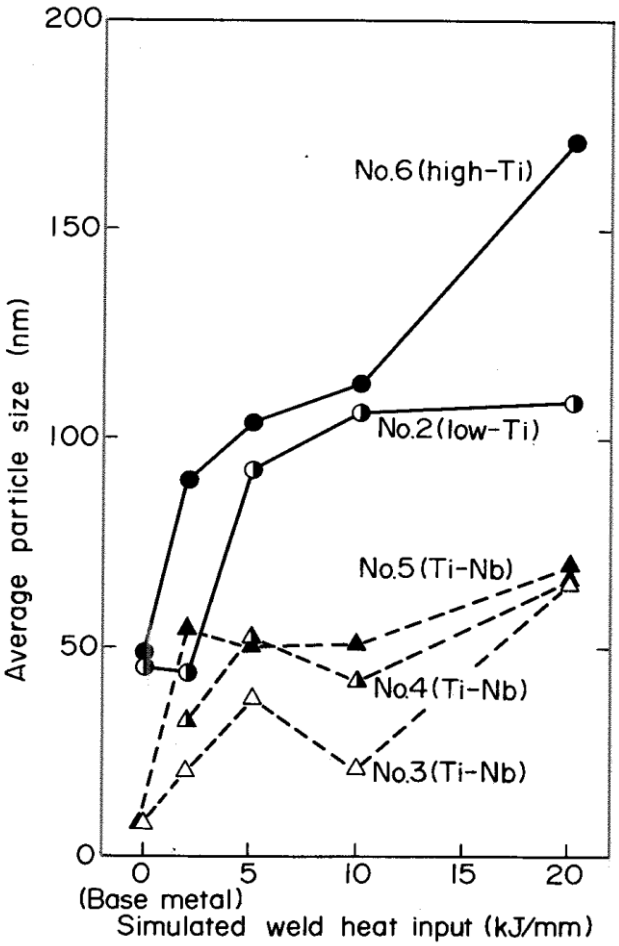


Fig 3-9 Variation of average particle size with simulated heat input

20kJ/mm で再度上昇する傾向が観察され、単純な上記（２）の Ostwald 成長の機構もそのまま観察することはできない。Fig.3-9 は他の Ti-Nb 複合添加鋼の結果も含めて平均炭窒化物粒径の溶接入熱に伴う変化を示したものであるが、Ti-Nb 複合添加鋼の場合には共通して上述した現象が観察される。

すなわち、Ti 単味を添加した鋼では、上記（１）～（３）の全ての機構が作用して、溶接入熱の増加に伴って炭窒化物が単調に成長しているものと思われるが、Nb-Ti 鋼の場合には、溶接熱サイクル中に他の現象が起こっているものと考えられる。この現象を調べるために、更に以下のような新たな実験を行って検討を進めた。

３－２－３　1350℃の溶融銅槽浸漬に伴なう炭窒化物の変化

Ti-Nb 複合添加鋼において、炭窒化物の平均粒径が入熱に伴って非単調に変化する理由を調べるため、試料を 1350℃の溶融銅槽中に短時間浸漬した後、同じように炭窒化物の変化を観察した。この実験においては、1350℃加熱後の冷却速度が極めて速いため、冷却過程における炭窒化物の変化は全くないと考えられ、純粋に 1350℃加熱のみの効果を抽出して観察することができる。

No.3 の Ti-Nb 複合添加鋼に対する観察結果を、Fig.3-10 および Fig.3-11 に示す。Fig.3-10 は溶融銅中の浸漬時間に伴う炭窒化物粒径分布の変化を示したものである。平均粒径の浸漬時間に伴う変化をみてみると、浸漬時間２秒で平均粒径 28.4nm であったものが、浸漬時間 4 秒では 19.6nm と減少し、その後 8 秒、16 秒と浸漬時間が延びるに従って再度粒径が漸増している。これは、溶接熱再現サイクルで Ti-Nb 鋼において観察された現象と類似な挙動であり、Ti-Nb 鋼の再現熱サイクル試験で観察された現象が最高加熱温度附近で生じたものであることを裏付けている。

Fig.3-10 で更に注目すべき点は、炭窒化物の面密度の変化であり、2 秒後に面密度 Ns=0.981／μm に減少したものが、4 秒後、8 秒後と順次増加している点である。すなわち、大部分の炭窒化物が 1350℃での短時間の浸漬（約２秒内外）で一旦母地に固溶し、その後 4～8 秒の間に新たな炭窒化物が再析出していることがわかる。Fig.3-11 には、抽出レプリカによるこの間の炭窒化物の観察結果を示すが、２秒の浸漬で炭窒化物がほとんどなくなり、レプリカ試料内で探しても一部の大きなものしか残っていないのに対して、４秒後、８秒後では再度小さな炭窒化物が観察される。すなわち、一度固溶した炭

窒化物がある潜伏期間の後、新たな炭窒化物として再析出してきたことがわかる。

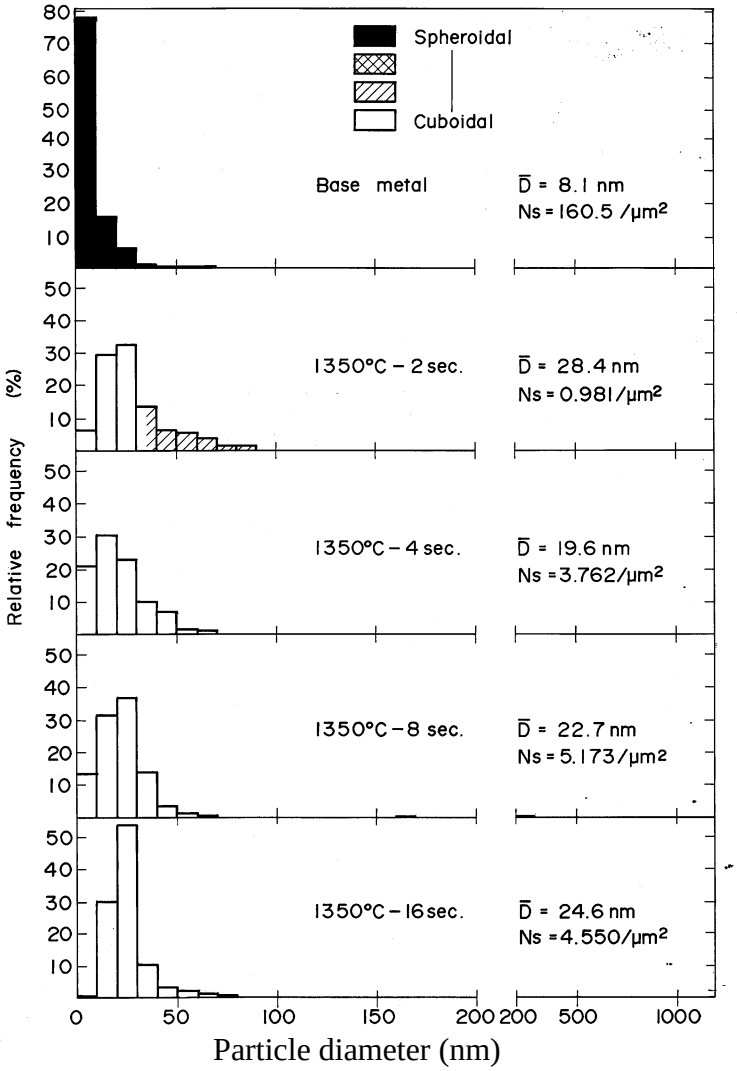
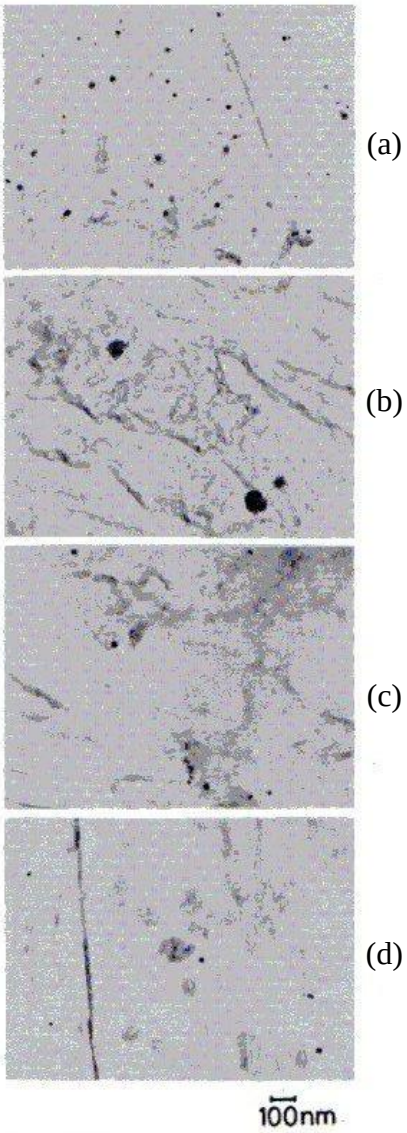


Fig.3-10 Variation of particle size distributions as a function of immersion time in molten copper at 1350℃ (No.3 steel)



(a) base metal
(b) after 2 sec immersion time
(c) after 4 sec immersion time
(d) after 8 sec immersion time

Fig.3-11 Variation of particle size distributions with immersion time in molten copper at 1350℃ (No.3 steel)

３－２－４　Ti-Nb 複合炭窒化物の溶解・再析出に関する解釈

Fig.3-12 は No.3 Ti-Nb 鋼の溶融銅浸漬前、および 16 秒浸漬後の両試料に対して、鋼中の炭窒化物の Nb/（Nb+Ti）比率を調べたものである。供試ままの母材中の炭窒化物は全て Ti-Nb 複合炭窒化物となっており、Nb 含有比率の高い析出物であることがわかる。

一方、16 秒溶融銅に浸漬した試料では、全て Ti-Nb 複合炭窒化物ではあるものの、Ti 含有量の高い炭窒化物となっていることがわかる。また、母材に比べて 10nm 以下程度の微小な炭窒化物がなくなっていることもわかる。

鋼中に Ti、Nb が添加された場合に生成する析出物については、熱力学的な平衡状態では、$Ti_XNb_{1-X}C_YN_{1-Y}$ の複合析出物であり、原子比率 X、Y は例えば C=0.05%、N=0.01%、Ti=0.01%、Nb=0.005%添加鋼の場合には Fig.3-13 のように計算される[53]。この状態は、均一に加熱された状態を想定すればよいわけであるが、加熱温度が高くなった場合（例えば 1200℃）には炭窒化物は、Nb に比べて Ti 含有量が多くなり、炭素に比べて窒素の多いものとなる。すなわち、TiN の組成に近づくわけである。また逆に、加熱温度が低くなった場合（例えば 900℃）には、逆に Nb 比率が高く、炭素比率の高いものになる。すなわち、より NbC の組成に近づくことになる。Fig.3-12 の EDX 分析結果では、母材中の析出物の Nb/(Nb+Ti)比率はどの析出物もほぼ同程度の値であり、No.3 鋼は 950℃の低温度域で均一に加熱されたために、圧延中には新たな NbC 等の析出がほとんどなかったものと推察される。この母材中の炭窒化物は組成的に NbC に近く、Fig.3-14 に示すように NbC の溶解度積が比較的大きいことから、1350℃に達する溶接熱では鉄中に固溶してしまったものと思われる（使用した溶解度積の熱力学的データについては、第 5 節参照）。しかし、Fig.3-13 に示したように、1350℃では TiN に近い組成の炭窒化物が安定であり、TiN 自体 1350℃でも完全に固溶しない炭窒化物であることから、その 1350℃で安定な炭窒化物が（NbC リッチの炭窒化物が固溶した後に）再析出したものと考えられる。

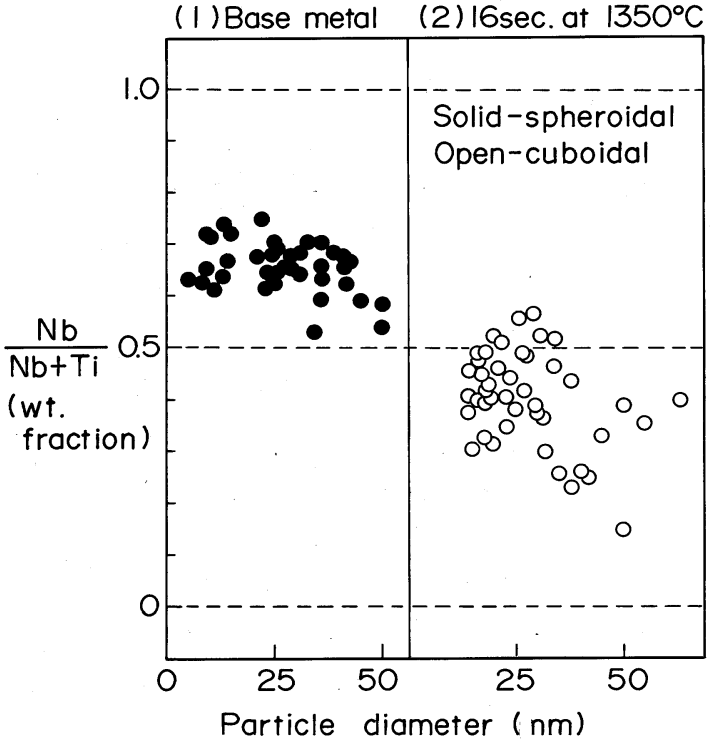


Fig.3-12 Nb content in particles in No.3 Ti-Nb steel before and after the short heat treatment

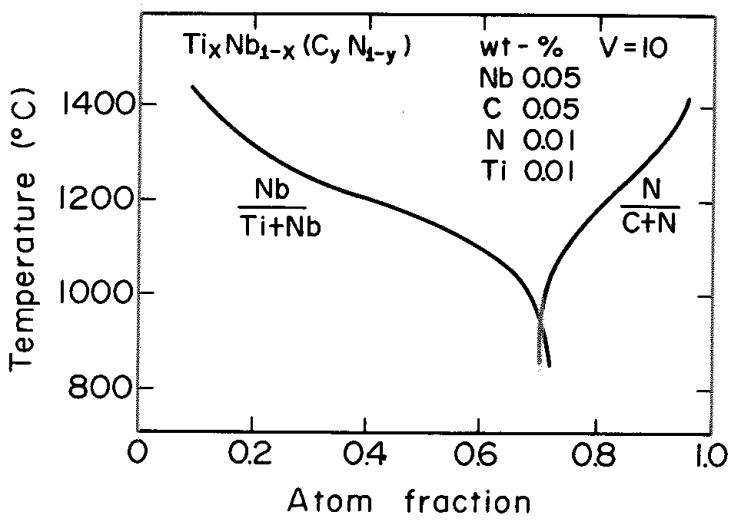


Fig.3-13 Atom fraction of elements in the complex compound $Ti_XNb_{(1-X)}(C_YN_{(1-Y)})$ precipitating from austenite over the temperature range 1400℃-900℃[53)]

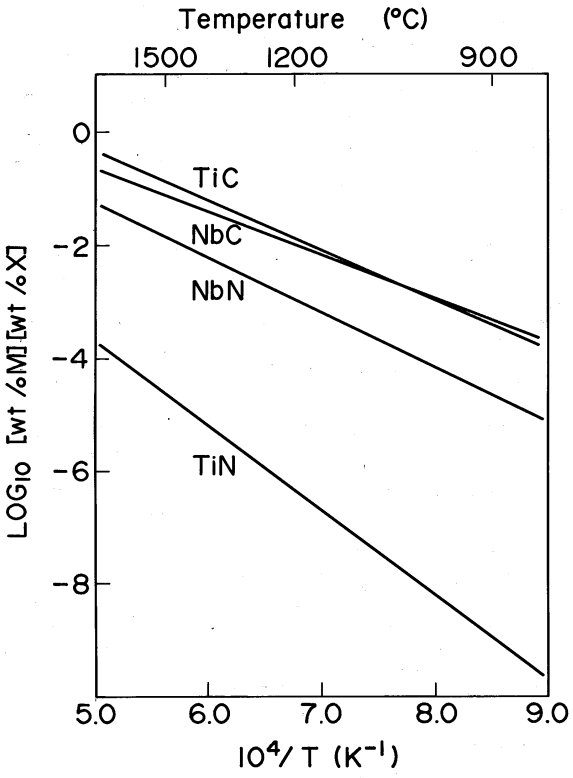


Fig.3-14 Solubilities of NbC, NbN, TiC and TiN in austenite

３－２－５　まとめ

マイクロアロイの HAZ 組織への影響を知るために、マイクロアロイ炭窒化物に注目し、Ti 炭窒化物および Ti-Nb 炭窒化物の溶接熱サイクル中における変化について調査した結果、以下のことがわかった。

（１）鋼中のマイクロアロイの析出物は、マイクロアロイ同士、および炭素―窒素が全て複合した複合炭窒化物として存在する。

（２）母材中には一般に微小な析出物まで存在するが（炭素の多い炭窒化物と考えられる)、溶接熱によってこれらの微小な析出物はほとんど固溶し、サイズの比較的大きい少量の炭窒化物が溶接熱を受けても残留する（一般に窒素含有量の多い炭窒化物と考えられる)。

（３）一般に、溶接入熱の増加につれて、残留する炭窒化物のサイズも増加し、溶接入熱の大きい場合には冷却中に炭窒化物が成長していくものと思われる。

（４）Ti-Nb の複合添加鋼において、母材が低温で均一加熱され、固溶限の大きな（NbC に近いような）炭窒化物ばかりとなっている場合には、溶接熱によって炭窒化物は一旦固溶し、再度その高温度域で熱力学的に安定な（一般的には TiN に近い組成の）炭窒化物が再析出する。

第３－３節　炭窒化物の変化が溶接熱影響部の破壊靭性に与える影響

鋼中に添加されたマイクロアロイは室温ではほとんど炭窒化物として存在するが、前節で示したとおり、それらの炭窒化物中のそれぞれの元素（Ti、Nb、C、N）含有量に依存して、溶接熱サイクル中の溶解、再析出、およびそれに伴う析出物の成長等がおこる。その結果として溶接熱影響部の靭性も影響を受ける訳であるが、その挙動をどのように捉えることができるのかについて、この節で考えてみることにする。

まず、HAZ の破壊靭性の尺度として一般によく受け入れられている破面単位[55]を前節の再現熱サイクル材について調べてみた。再現熱サイクルを受けた試料を液体窒素中で脆性的に破断し、破面の SEM 像から破面単位を測定した。その結果を Fig.3-15 に示す。どの材料でも溶接入熱の増加につれて破面単位は増加しているが、同じ溶接入熱でもその大きさは鋼種によって違いがみられる。すなわち、Plain-C 鋼に対して、Low-Ti、High-Ti と順次破面単位が小さくなっている。

Fig.2-4 に示したオーステナイト粒径と比較してみると、この鋼種による破面単位の違いは、鋼種によるオーステナイト粒の違いと、一部の例外を除いて、同じ序列であり、基本的にオーステナイト粒の違いが破面単位に影響を与えたものと解釈できる。すなわち、Plain-C 鋼に少量の Ti を添加した Low-Ti 材（0.017%Ti）、やや多めの Ti を添加した High-Ti 材（0.057%Ti）と Ti が増加するに従い、鋼中の Ti 炭窒化物の数、量が増加し、溶接熱によるオーステナイト結晶粒成長が抑制され、対応した破面単位の微細化をもたらしたものと考えられる。ただし、No.3 の Nb-Ti 複合添加材に対してはこの序列関係が成立しない。すなわち、Fig.2-4 でオーステナイト粒は Nb-Ti 鋼が最も小さかったが、Fig.3-15 で破面単位は Low-Ti 材とほぼ同じ大きさであった。その理由については以下のように解釈できる。

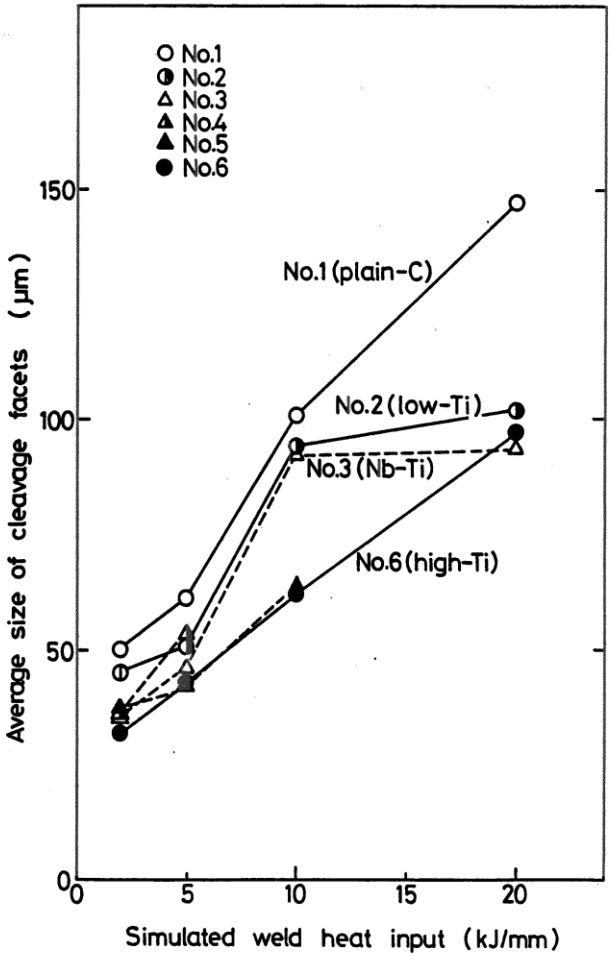


Fig.3-15 Variation of average cleavage facet size with simulated heat input

まず、Nb-Ti 鋼再現熱サイクル材のオーステナイト粒であるが、混粒気味であった。例えば、Fig. 3-16 にこの鋼の 1350℃短時間熱処理に伴うオーステナイト粒の変化を示すが、浸漬時間２秒に比較して４秒後の試料ではオーステナイトが部分的に粒成長しており、前節で述べた炭窒化物の溶解→再析出現象と対応している。Nb-Ti 鋼は母材中に Low-Ti 鋼よりも微細な Nb-Ti ベースの炭窒化物が大量に存在しており、再現熱サイクル初期においては、これらの炭窒化物に影響されてオーステナイト粒の成長は妨げられる。しかし、これらの Nb-Ti 複合炭窒化物が一旦溶解したところから粒成長が始まり、再析出してくる安定な炭窒化物は TiN の組成に近いことから、それ以降は Ti 量がほぼ同量である Low-Ti 鋼と同様なメカニズムに支配されると考えられる。

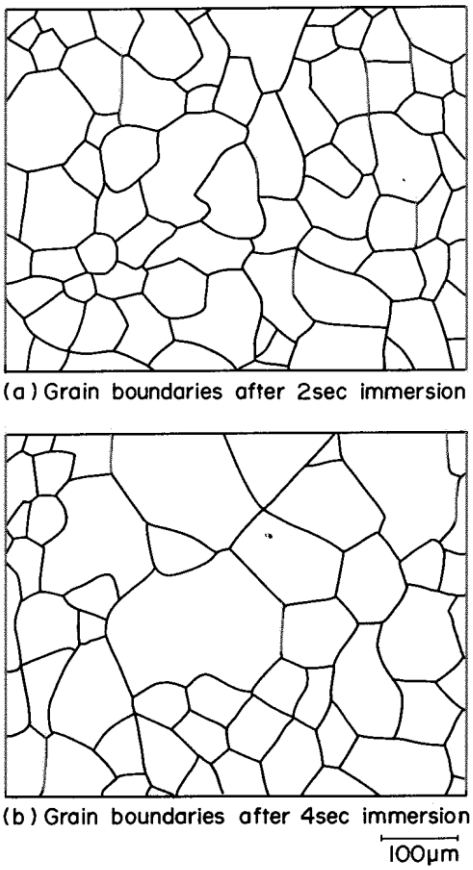


Fig.3-16 Abnormal grain growth occurred between 2 and 4 sec immersion in molten copper at 1350℃ for No.3 steel

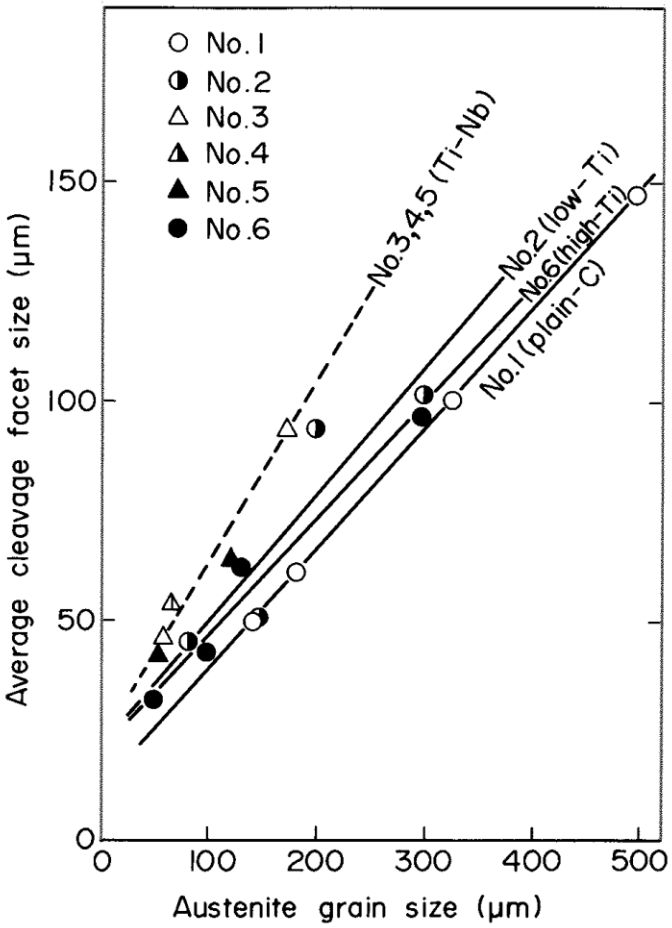


Fig.3-17 Relationship between average cleavage facet size and prior austenite grain size

オーステイト粒の測定はこの過程の側面を捉えたものであり、Nb-Ti 鋼の場合、平均オーステイト粒は Low-Ti 鋼、High-Ti 鋼よりも小さいものの、一部には Low-Ti 鋼と同レベル、ないしはそれ以上の大きさのオーステナイト粒が存在している。一方、Nb-Ti 鋼の破面単位は High-Ti 鋼よりも大きく、Low-Ti 鋼並であった。破面単位は異常粒成長した最大のオーステナイト粒に依存する傾向があるものと思われる。

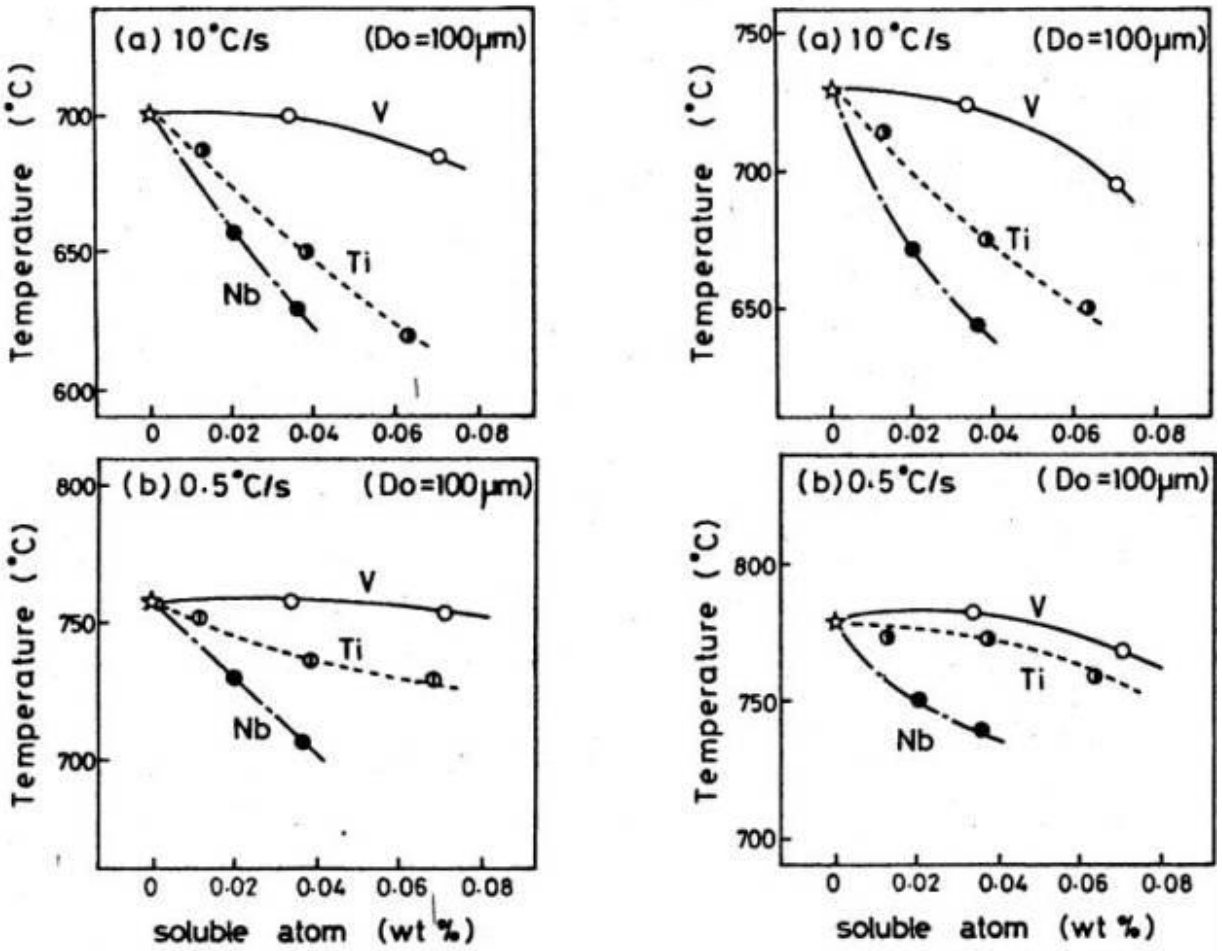
Fig.3-17 はこの観点から、破面単位をオースナイト粒径に対してプロットしたものであるが、Plain-C 鋼、Low-Ti 鋼、High-Ti 鋼においては、破面単位はオーステナイト粒径に依存して変化し、全てほぼ同一のバンドで整理できることがわかる。それに比較して、No.3～5 の Nb-Ti 複合添加鋼では、破面単位がオーステナイト粒径の増大に伴って、より急峻に変化している。Nb-Ti 複合添加鋼においては、溶接熱によって溶解して鋼中に固溶する元素が Ti, C, N の他に、Nb を含んでおり、オーステナイト粒径寸法が同一でも固溶した Nb が Ti 単独の場合以上に靭性に悪影響をもたらしていることを示唆しているもの

と考えられる。

以上述べた通り、溶接熱影響部の破壊靭性の一旦を担っている破面単位は、Nb-Ti のような複合添加鋼における比例関係からのズレはあるものの、ほぼオーステナイト粒径に比例して変化しており、第一章で参照した小溝らの研究[6), 7)] と同じく、大雑把に言えば破面単位もオーステナイト結晶粒もほぼ同一の影響因子として捉えることができる。この破壊靭性評価因子は溶接入熱、鋼種によって変化し、添加されたマイクロアロイによって母材中の炭窒化物の種類・存在形態に違いがあることが影響している。すなわち、これら炭窒化物の溶接熱による溶解（および再析出）速度に差異があるために、オーステナイト粒の成長度合いに違いがでてくるものと考えられる。炭窒化物の種類による影響として最も大きなものは、オーステナイト中での溶解度積であり、TiN は溶解しにくいのに対して、NbC は容易に溶解してオーステナイト粒成長に対する影響が弱い。また、母地中の C、N, マイクロアロイ量等の含有量も溶解度積を変化させる。炭窒化物の溶解度積以外の因子としては、溶接前の炭窒化物の大きさによって一次的な固溶の可否が変化するため、溶接入熱の低い急峻な熱変化の場合には考慮する必要があると思われる。

次に、HAZ の破壊靭性を支配しているもうひとつの因子である M-A 組織に対して、マイクロアロイの与える影響を考えてみる。

本章ではマイクロアロイ炭窒化物の変化を追いかけてきたが、その理由はそれら炭窒化物の状態によって、オーステナイトの溶接熱による成長速度に違いが生じるからである。しかし、ほとんどの微細な炭窒化物は溶接熱によって固溶してしまうため、溶接熱サイクル冷却過程における $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態挙動には、残留した炭窒化物の影響はほとんどないものと考えられる。しかし、溶接熱によって溶解した炭窒化物は、マイクロアロイ元素を鉄の母地中に再び解放することになり、冷却中の $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態挙動に多大な影響を与えることとなる。すなわち、オーステナイトの分解が阻害されて $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態を遅らせ、その結果、オーステナイトが低温まで残存して M-A 組織が生成し易くなると考えられる。このマイクロアロイ元素による $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態抑制効果は、マイクロアロイ元素がオーステナイトの再結晶を抑制するのと同様の機構、すなわち、粒界の移動速度を減速させる Solute drag 効果[56)] あるいは微細な炭窒化物が析出して粒界移動をピン止めする効果[57)] が $\gamma - \alpha$ 界面においても働くものと考えられる。



(a) Un-deformed　　(b) 50% deformed at 900℃

Fig.3-18　Effect of Nb, V and Ti in solid solution on the $\gamma \rightarrow \alpha$ phase transformation temperature

オーステナイト中に固溶したマイクロアロイによる$\gamma \rightarrow \alpha$変態温度の低下は、Fig.3-18 に示す通り、岡口ら[58] により測定されている。彼らはオーステナイトに固溶した Nb、Ti、V に対して、冷却速度を 10℃/s と 0.5℃/s の２段階で変化させた場合の$\gamma \rightarrow \alpha$変態温度の変化を測定しており、特に Nb、Ti が固溶している時に、冷却速度が速いと変態温度の低下が大きいことを示した。また、オーステナイト未再結晶温度域での加工の有無の影響についても調査しているが、この場合には両者の効果に大きな違いはみられない。

溶接によってオーステナイト化した HAZ 中に実際にどれだけのマイクロアロイが再固溶するかを推測するため、前節の実験結果を利用して、析出した炭窒化物量を概算してみることとした。前節では溶接前・後でマイクロアロイ炭窒化物の平均析出物径、レ

プリカ面上に採取された析出物の面密度を測定した。これらの数値から、採取レプリカ面上に存在した炭窒化物の総体積を D^3 x Ns（D：平均炭窒化物径、Ns：面密度）で推測してみた結果を Table3-2 に示す。特に入熱が 10kJ/mm 以上に大きくなり、抽出できる炭窒化物が少量の大型のもののみになってきた場合にはこの計算での推測精度はかなり悪くなると思われるが、10kJ/mm 以下の結果を観察すると、どの鋼種でも、2kJ/mm で炭窒化物総体積が減少し、5kJ/mm 程度でほぼ母材並の炭窒化物総体積に戻る傾向が観察される。粗い推定ではあるが、入熱 2kJ/mm の場合には母材中のかなりの炭窒化物が溶接熱によって固溶したまま $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態し、α 相中にも過剰なマイクロアロイが固溶したまま非平衡の状態で残留するものと考えられる。当然、$\gamma \rightarrow \alpha$ 変態温度も低下することから、M-A 組織も生成し易いものと思われる。その結果、2kJ/mm では生成したフェライト地は硬化しており、M-A 組織が混在するであろう。

Table 3-2　D^3*Ns

	D^3*Ns (x10^4 nm/μ m^2)		
	Low-Ti steel	High-Ti steel	No.3 Nb-Ti steel
Base metal	25.7	37.2	8.5
2kJ/mm simulation	6.4	18.4	4.9
5kJ/mm simulation	32.0	34.5	7.9
10kJ/mm simulation	28.3	23.1	12.7
20kJ/mm simulation	25.8	34.8	23.9

入熱 5kJ/mm の場合には、溶接前に存在した炭窒化物量がほぼ全量、溶接後にまた析出しており、$\gamma \rightarrow \alpha$ 変態挙動に与えたマイクロアロイの効果については明確ではないが、2kJ/mm の結果から推測すると、α 地中に非平衡に固溶して残るマイクロアロイはほとんどないものの、$\gamma \rightarrow \alpha$ 変態には何がしかの影響を与えたであろうと思われる。実際、第２章で調べた降伏点 460N/mm^2 クラスの Nb-Ti 鋼の場合には、CGHAZ 中の α 地にも過剰な炭素が固溶して硬化している様子が観察され、入熱がある程度小さい場合には、マイクロアロイが溶接熱冷却サイクルにおいて $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態にも影響が大きいものと考えられる。

以上をまとめると、鋼中のマイクロアロイ炭窒化物はその固溶度の差異によって溶接熱影響部のオーステナイト粒成長を左右し、粒径を通して熱影響部の靭性に影響を与える。しかし、ほとんどの炭窒化物は溶接熱によって一度再固溶し、固溶したマイクロ

アロイは相変態挙動に影響を与えて、生成する M-A 量に影響して靭性を左右する。後者の影響は溶接入熱が低い場合に特に大きいと考えられる。

ここでひとつコメントしておく必要があるのは、本章では HAZ として CGHAZ を想定していることである。溶接溶融線から離れた HAZ では加熱ピーク温度が低下し、その位置によって炭窒化物の溶解・非溶解の違いが生じ、Fig.3-19 に例示するように、溶融線から離れるにつれて、炭窒化物によるオーステナイト粒の成長抑制効果がより大きな影響力を持つこととなる。

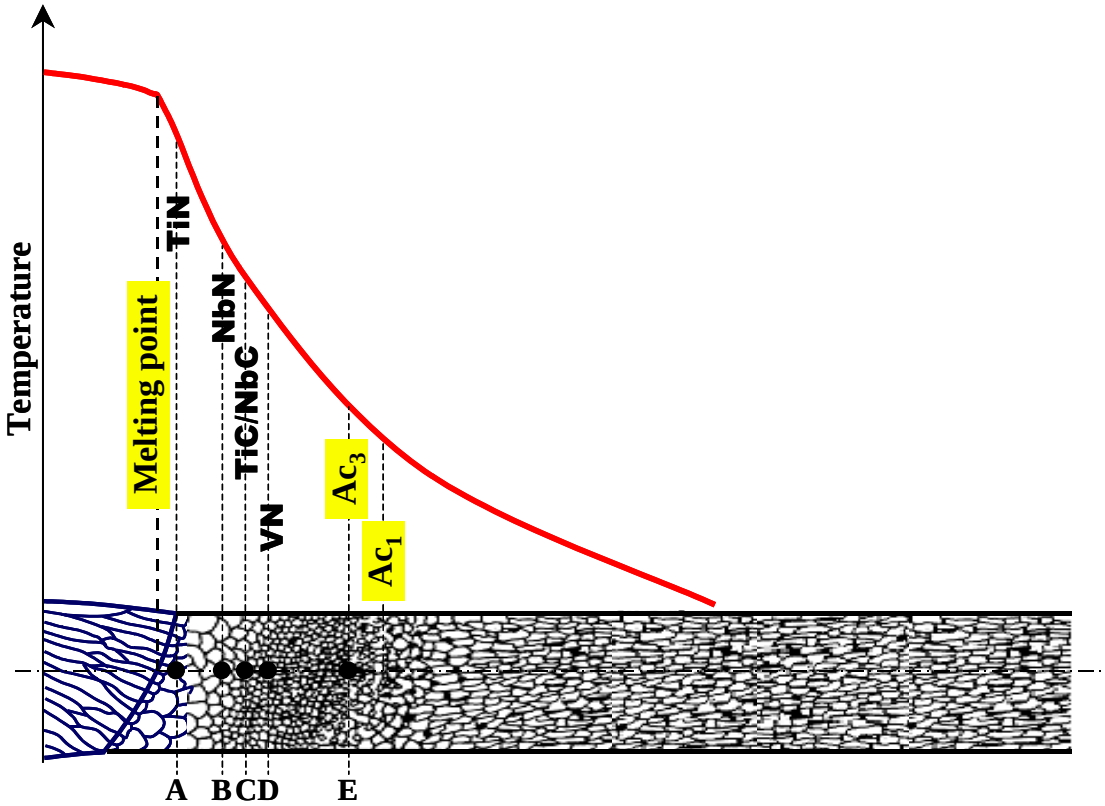


Fig.3-19 HAZ microstructure and dissolution position of microalloy-carbonitrides

なお、Fig.3-19 の溶解温度は一般に言われている析出物の溶解温度イメージを例示したものであるが、実際の析出物の大きさ、分布状態がわかれば、溶接熱サイクル中の析出物の溶解温度を概略推定することができる。この簡易溶解温度計算法については、溶解過程の詳細数値計算法と共に、第３－５節において紹介する。

第３－４節　ボロンの挙動とその影響

一般にマイクロアロイと呼ばれるのは周期律表でⅣA、ⅤA に属する元素であり、（1）C、N、O と非常に強い親和力を有する、（2）それらの炭窒化物は NaCl 型の結晶構造を有する（Fig.3-20）、（3）オーステナイトに固溶した元素は鋼のγ→α相変態を遅滞させ、焼入性を上げる、等の共通の性質を有している。

一方、ボロンは周期律表のⅢB に属し、前述のマイクロアロイの定義には入らないが、N との親和力が大きく、オーステナイト中に固溶したボロンは鋼の焼入性を極度に高める等、マイクロアロイと一部の共通な性質を有している。また、マイクロアロイと同様に、極微量の添加で鋼の加工熱処理において非常に大きな影響力があることもあり、マイクロアロイと同様によく利用されている元素である。HAZ の制御にも利用度が高いことから、ボロンの挙動と影響についてマイクロアロイと比較しながら、ここで整理してみる。

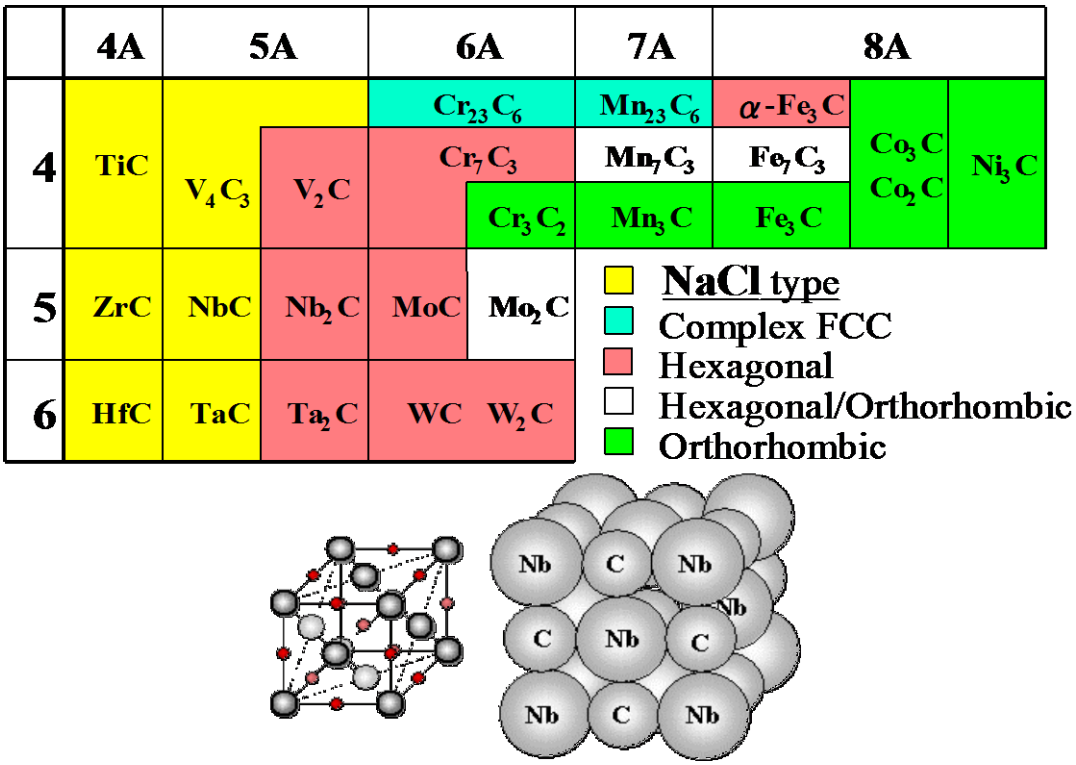


Fig.3-20 Characteristics of metal carbides[59)]

まず炭窒化物に関してであるが、前述した通りボロンは窒素との親和力が強く鋼中で BN として析出する。ただし、BN は Ti や Nb の窒化物ほど安定ではない。また、ボロンの炭化物は、通常、Fe 炭硼化物として析出するが、その結合力は BN よりも更に弱い。

このようなことから、BN が母材中に析出したとしても、溶接時のオーステナイト粒成長抑制効果は非常に弱い。また、ボロン原子は非常に小さく、鋼中に侵入型元素として固溶し、Ti や Nb のような Solute drag 効果もないことから、鋼の熱間加工中におけるオーステナイト再結晶抑制作用も非常に弱い。その結果、制御圧延における組織制御に利用された例は報告されていない。

一方、固溶したボロンによる焼入性上昇効果は非常に顕著であり、焼入処理によって製造されるマルテンサイト鋼においては、必ずといってよいほどボロンが常用される。その機構については多くの研究があるが [60), 61)]、固溶ボロンがオーステナイト粒界に偏析することによってオーステナイト粒界エネルギーを低下させ、粒界からのフェライトの形成を抑制すると考えられている。本章の第３節で述べた、マイクロアロイによる焼入性上昇の機構とは若干の相違があると思われるが、溶接冷却工程におけるその効果は、マイクロアロイと同じように考えられる。

ボロンがマイクロアロイの特性と最も異なる点は、その鋼中の拡散の速さである。

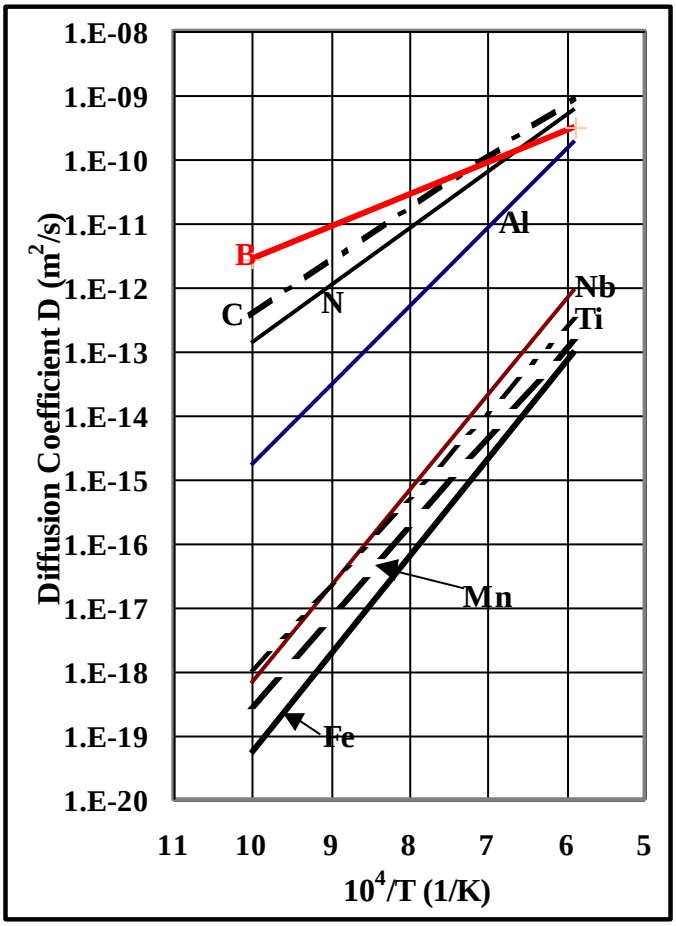


Fig.3-21 Diffusion coefficients of some elements in austenite steel

Fig.3-21 は、オーステナイト中におけるいくつかの元素の拡散速度を比較したものであるが（C, N は文献 62、ボロンは文献 63、それ以外の元素は文献 64）、Nb や Ti が置換型固溶体である Mn 等と同程度の拡散速度であるのに対して、ボロンの拡散速度は、侵入型固溶体である C や N と同等の拡散速度を有している。その拡散速度は Nb や Ti に比較して３桁以上の違いがある。

ボロンはこのようにオーステナイト中の拡散速度が非常に速いことから、溶接冷却過程において比較的高い温度域の時から BN として再び析出する。その結果、ボロンを添加することによって大入熱溶接 HAZ 部ではオーステナイト粒内フェライトの生成を促進し、靭性を向上させることができる。この時のボロンの役割としては、オーステナイト粒界に固溶ボロンが析出してオーステナイト粒界からのフェライト生成を抑制し、その結果、間接的に粒内の初析フェライトの形成が促進される、という説明 [32)]と、オーステナイト粒界を含めて析出する BN が核となってフェライト生成を促進するという説明 [33)]、があり、その効果が論じられている。いづれにしても、ボロン自体は焼入性を高める効果が大きいことから、適用鋼種、化学成分、溶接条件、等を考えて、ボロンを有効に活用できる条件範囲が存在すると考えられる。定性的には、強度が低く、焼入性の低い成分系に対して、大入熱溶接の条件で利用できると思われる。

第３－５節　炭・窒化物の溶解計算

本章第３－２節で示した溶接熱サイクル中の炭・窒化物溶解計算法について、この節でその方法を紹介しておくこととしたい。

４元素で構成されている実際の複合炭窒化物の溶解をそのまま計算しようとすると非常に複雑になる上に、そこまでの厳密性を求める実際的な意義は少ないと判断し、本計算では析出物を単なる２元素系（NbC、NbN、TiC、TiN　等）であると仮定した。ただし、その場合も鉄中での炭化物、窒化物の溶解を厳密に計算しようとすると鉄を含めた３元系での平衡条件式を解く必要があるのであるが、炭素、窒素の拡散速度が非常に速いために、基本的に Voice ら [65)]と同様に炭素、窒素は母地中では常に一様に分布していると仮定して 2 元系の場合に帰着させて考えることとした。また、Tanzilli らの計算手法 [66)]と同様に、析出物は有限の球状で、置換型元素の拡散によって律則される移動界面問題として取り扱った。Crank-Nicholson の陰関数法 [67)]を用いた差分方程式によって数値計算

を行ったが、界面条件は非定常であるとした。以下に計算の前提条件をまとめて示しておく。

<u>炭・窒化物溶解計算の前提条件</u>

（１）溶解速度は拡散によって律則され、曲率、および界面における反応速度の影響は無視できる。

（２）炭・窒化物は球状であり、母地中に均一に分散している。

（３）炭・窒化物中の元素の内部拡散は無視できる。

（４）置換型元素（Nb、Ti）に比較して侵入型元素（C、N）の拡散速度が３桁以上速いことから、過剰な侵入型元素はすぐに母地中に拡散し、均一に分布してしまう。

（５）母材界面における置換型元素量は溶解度積によって定まる平衡状態となっている。

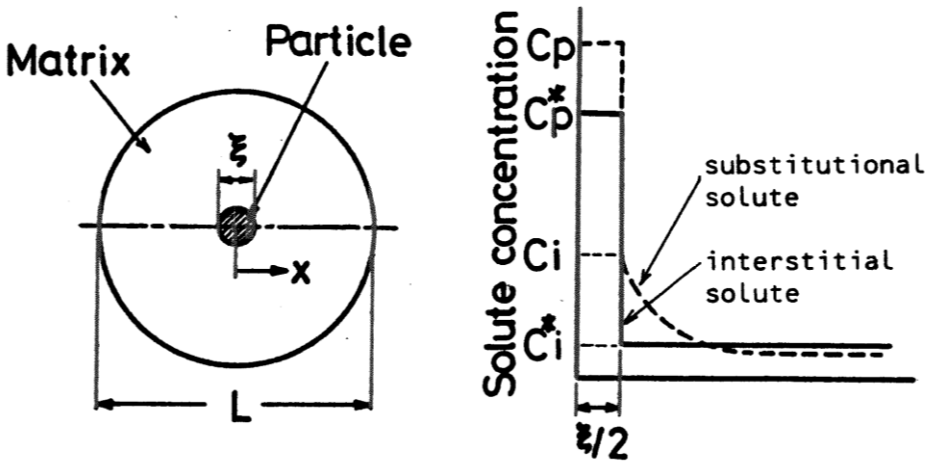


Fig.3-22 Assumptions in numerical calculation for dissolution of spherical carbide or nitride

Fig.3-22 は以上の前提条件の一部を図示したものであり、本図からも明らかなごとく、溶解過程は置換型固溶体の拡散に律則されることとなり、以下の拡散方程式によってその過程を表現できる [66]：

$$\frac{\mathrm{dC}}{\mathrm{dt}} = \frac{1}{x^2} \cdot \frac{\partial}{\partial x}\left(x^2 \cdot D \cdot \frac{\partial C}{\partial x} \right) + \frac{\partial C}{\partial x} \cdot \left(\frac{dx}{dt} \right) \tag{3-1}$$

初期条件は次のようになる：

C=Cp　炭・窒化物中、　C=Ci　母地中　(3-2a)

外部の境界における境界条件は次の式で表される：

$$\frac{\partial C}{\partial x} = 0 \tag{3-2b}$$

界面における境界条件は以下のように表せる：

$$C=Cp \quad \text{at} \quad x=\xi^{-}/2、\quad C=Ci \quad \text{at} \quad x=\xi^{+}/2 \tag{3-2c}$$

界面における質量バランスから：

$$\left(C_p - C_i\right)\cdot\frac{d(x)}{dt} = D\cdot\left(\frac{\partial C}{\partial x}\right) \quad \text{at} \quad x=\xi^{+}/2 \tag{3-3}$$

ただし、C は置換型固溶原子の濃度、

特に　Cp は炭・窒化物における置換型固溶原子の濃度、

また　Ci は界面における母材中置換型固溶原子の濃度、

ｔは時間、

x は炭・窒化物中心からの距離、

ξは（球形）炭・窒化物の直径。

界面における置換型固溶元素の濃度 Ci は仮定（４）によって、溶解度積から求められる：

$$\log_{10}[Ci]\cdot[I] = Sa - Sb/T \tag{3-4}$$

ただし、$[I]$ は侵入型固溶元素 I の母地中の濃度であり、その初期濃度と炭・窒化物のサイズによって計算できる（仮定（４））、

Sa、Sb は溶解度積を表す定数、

T は絶対温度。

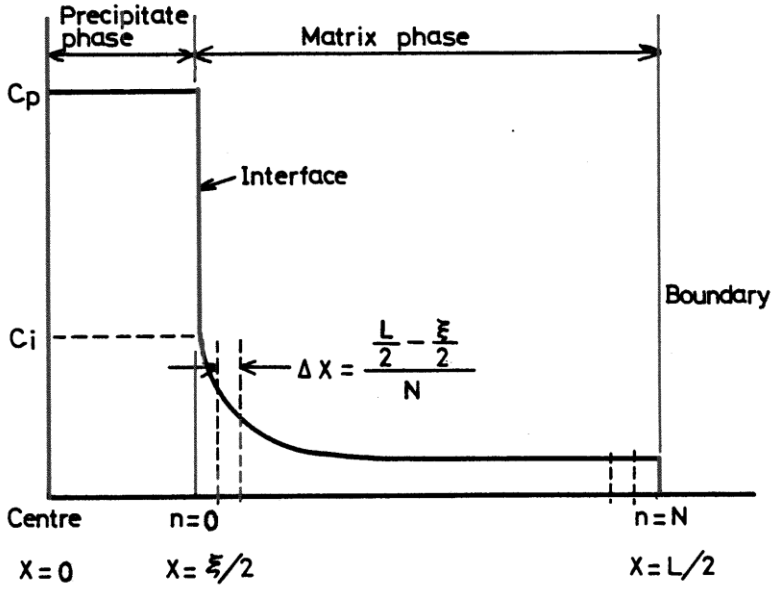


Fig.3-23 Definition of terminology for finite difference calculation

数値計算を行うために、以上の数式を Crank-Nicholson 型の差分方程式に変換すると方程式(3-1)は以下のように表現できる。ただし、ここで用いる用語は、Fig.3-23 のように定義する：

$$\frac{C_n^{\ j+1}-C_n^{\ j}}{\Delta t}=\frac{N-n}{4}\cdot\left\{\frac{C_{n+1}^{\ j+1}-C_{n-1}^{\ j+1}}{(L/2)-(\xi^{j+1}/2)}+\frac{C_{n+1}^{\ j}-C_{n-1}^{\ j}}{(L/2)-(\xi^{j}/2)}\right\}\cdot\frac{d(\xi/2)^{j+1/2}}{dt} \tag{3-5}$$

$$+\frac{D\cdot N^2}{2}\cdot\left[\frac{C_{n+1}^{\ j+1}-2C_n^{\ j+1}+C_{n-1}^{\ j+1}}{\{(L/2)-(\xi^{j+1}/2)\}^2}+\frac{C_{n+1}^{\ j}-2C_n^{\ j}+C_{n-1}^{\ j}}{\{(L/2)-(\xi^{j}/2)\}^2}\right]$$

$$+\frac{D\cdot N}{2\left[\dfrac{\xi^{j+1}+\xi^{j}}{4}+\dfrac{n\cdot\{(L/2)-(\xi^{j+1}+\xi^{j})/4\}}{N}\right]}\bullet$$

$$\left\{\frac{C_{n+1}^{\ j+1}-C_{n-1}^{\ j+1}}{(L/2)-(\xi^{j+1}/2)}+\frac{C_{n+1}^{\ j}-C_{n-1}^{\ j}}{(L/2)-(\xi^{j}/2)}\right\}$$

ここで、ｊは濃度の時間的ステップ変化を示す添字であり、ｊが前の時間ステップにおける値、ｊ＋１が次の時間ステップ進めた時点の値を示す。

同様に、境界条件式(3-2b)は差分形式で表記すると以下のようになる：

$$\frac{C_N^{\ j+1}-C_N^{\ j}}{\Delta t}=D\cdot N^2\cdot\left[\frac{C_{N-1}^{\ j+1}-C_N^{\ j+1}}{(L/2)-(\xi^{j+1}/2)}+\frac{C_{N-1}^{\ j}-C_N^{\ j}}{(L/2)-(\xi^{j}/2)}\right] \tag{3-6}$$

また、界面における質量バランス条件式(3-3)は以下のようになる：

$$\frac{(\xi^{j+1}/2)-(\xi^{j}/2)}{\Delta t}=\frac{D\cdot N}{2\cdot(C_p-C_i^{\ j})}\cdot\frac{(-3C_i^{\ j}+4C_1^{\ j}-C_2^{\ j})}{(L/2)-(\xi^{j}/2)} \tag{3-7}$$

式(3-5)~(3-7)を結合することによって、次の連立方程式が得られる：

$$
\begin{cases}
bv_1 + c_1v_2 = d_1 \\
a_2v_1 + bv_2 + c_2v_3 = d_2 \\
a_3v_2 + bv_3 + c_3v_4 = d_3 \\
\cdots \\
\cdots \\
a_{N-1}v_{N-2} + bv_{N-1} + c_{N-1}v_N = d_{N-1} \\
a_Nv_{N-1} + bv_N = d_N
\end{cases}
\tag{3-8}
$$

ここで、

$$v_N = c_n^{j+1} \tag{3-9a}$$

$$a_n = \begin{cases} -\dfrac{\alpha_n}{W^{j+1}} + \dfrac{A}{\left(W^{j+1}\right)^2} & , n \neq N \\ \dfrac{2A}{\left(W^{j+1}\right)^2} & , n = N \end{cases} \tag{3-9b}$$

$$b = -\left\{1 + \frac{2A}{\left(W^{j+1}\right)^2}\right\} \tag{3-9c}$$

$$c_n = \frac{\alpha_n}{W^{j+1}} + \frac{A}{\left(W^{j+1}\right)^2} \tag{3-9d}$$

$$d_n = \begin{cases} \left[\left(\dfrac{\alpha_1}{W^j} - \dfrac{A}{\left(W^j\right)^2}\right)\cdot C_i^{\,j} + \left(1 + \dfrac{2A}{\left(W^j\right)^3}\right)\cdot C_1^{\,j} - \left(\dfrac{\alpha_1}{W^j} + \dfrac{A}{\left(W^j\right)^2}\right)\cdot C_2^{\,j}\right] \\ -2C_1^{\,j} + \left(\dfrac{\alpha_1}{W^{j+1}} - \dfrac{A}{\left(W^{j+1}\right)^2}\right)\cdot C_i^{\,j+1} & , n = 1 \\ \left[\left(\dfrac{\alpha_n}{W^j} - \dfrac{A}{\left(W^j\right)^2}\right)\cdot C_{n-1}^{\,j} + \left(1 + \dfrac{2A}{\left(W^j\right)^2}\right)\cdot C_n^{\,j} - \left(\dfrac{\alpha_n}{W^j} + \dfrac{A}{\left(W^j\right)^2}\right)\cdot C_{n+1}^{\,j}\right] - 2C_n^{\,j} \\ & , n \neq 1 \text{ かつ } n \neq N \\ \left[-\dfrac{2A}{\left(W^j\right)^2}\cdot C_{N-1}^{\,j} + \left(1 + \dfrac{2A}{\left(W^j\right)^2}\right)\cdot C_N^{\,j}\right] - 2C_N^{\,j} & , n = N \end{cases} \tag{3-9e}$$

$$W^j = L/2 - \xi^j/2 \tag{3-9f}$$

$$\alpha_n = \frac{N-n}{4}\cdot\left(\frac{\xi^{j+1}}{2}-\frac{\xi^{j}}{2}\right)+\frac{D\cdot N\cdot\Delta t}{2\left[\frac{\xi^{j+1}+\xi^{j}}{4}+\frac{n\cdot\left\{(L/2)-\left(\xi^{j+1}+\xi^{j}\right)/4\right\}}{N}\right]} \tag{3-9g}$$

$$A = \frac{D\cdot N^2\cdot\Delta t}{2} \tag{3-9h}$$

ここで、式(3-9e)中の$C_i^{\,j+1}$は式(3-4)および式(3-7)によって求めることができる。

この三重対角線形系（tridiagonal linear system）の連立方程式は以下のアルゴリズム[68)]を用いることによって、容易に解くことができる：

$$\mathrm{v_N} = \gamma_N \tag{3-10a}$$

$$\mathrm{v}_i = \gamma_i - \frac{c_i\cdot \mathrm{v}_{i+1}}{\beta_i} \qquad \text{, i = N-1, N-2, ….. , 1} \tag{3-10b}$$

$$\beta_1 = b_1, \quad \gamma_1 = d_1/\beta_1 \tag{3-10c}$$

$$\beta_i = b_i - \frac{a_i\cdot c_{i-1}}{\beta_{i-1}} \qquad \text{, i = 2, 3, …., N} \tag{3-10d}$$

$$\gamma_i = \frac{d_i - a_i\cdot\gamma_{i-1}}{\beta_i} \qquad \text{, i = 2, 3, …., N} \tag{3-19e}$$

炭・窒化物は一様に分布していると仮定しているので、外部境界の直径 L は炭・窒化物直径、平均成分濃度から以下のように求めることができる：

$$\frac{1}{Nv} = \frac{4\pi}{3}\cdot\left(\frac{L}{2}\right)^3 \tag{3-20a}$$

$$\frac{l^3\cdot\rho_1+\left(L^3-l^3\right)\cdot\rho_2}{L^3} = \overline{C} \tag{3-20b}$$

ここで、

Nv は単位体積中の炭・窒化物の数、

l は炭・窒化物の初期直径、

ρ_1 は炭・窒化物中の置換型固溶元素の濃度（=Cp）、

ρ_2 は（0℃の初期状態における）母地中の置換型固溶元素の濃度、

$\overline{C}$ は置換型固溶元素の平均濃度

を示す。

Table 3-3 Summary of Precipitate Data

Compound	Density* (g/mm^3)	Solubility product $Log_{10}[M][N]=Sa-Sb/T$**			
		In ferrite		In austenite	
		Sa	Sb	Sa	Sb
NbC	7.79×10^{-3}	3.2	9090	3.2	7690
NbN	7.30	3.57	10460	3.57	9660
TiC	4.91	4.03***	8968***	4.03	8720
TiN	5.39	4.39!	17089!	3.82	15020

Note)
- * After Toth[69)]
- ** Mainly after Houghton[70)]
- *** Extrapolated data from the solubility product in δ -ferrite
- ! After Kasamatsu et. al[71)]

Table 3-4 Summary of Diffusion Data

Phase	Diffusing species	$D=D_0exp(-Q/RT)$ D_0 (mm^2/s)	Q (kcal/mol)	Reference
Ferrite	Nb	480	239	70
	Ti	160	239	70
	C	6.3	91.0	62
	N	0.78	79.1	62
Austenite	Nb	492	285	70
	Ti	14	249	70
	C	74	159	62
	N	91	169	62

数値計算に用いた物理定数を Table 3-3 および Table 3-4 に示す。すでに前述した第３－２節および第３－４節に、それぞれ Fig. 3-14（溶解度積）、 Fig. 3-21（オーステナイト中拡散係数）として、これらの数値の一部を図式化して示した。

実際の数値計算にあたっては、まず以下の観点から計算誤差の累積を防ぐための考慮がなされた。ひとつは、誤差を最も生じやすいと考えられた質量バランスの式に関してであり、侵入型固溶元素を式(3-4)で決定される〔I〕で一定と仮定したが、置換型固溶元素の質量バランス式ではこれは保証されず、単に式(3-5)～(3-7)の差分方程式において考慮されている。そこで、繰り返しの差分計算における誤差の累積を避けるために、ある周期毎にトータルの質量バランスをチェックし、補正しながら計算を行った。もう一つは、純粋にコンピューター計算に伴うものであり、プログラム中の定数、変数はすべ

て倍精度として扱った。

差分計算における格子間隔の設定については、以下に示すような実験的方法を採用した。まず、溶解速度の比較的大きな NbC 析出物の 1350℃における溶解を想定し、直径 70nm および 40nm の NbC の溶解過程を x 格子間隔を変化させて計算した。その結果を Fig.3-24 に示す。この図から読み取れるように、x 軸の格子間隔を 2nm 以下とすると計算した溶解時間はほぼ同一の値に収束することがわかり、熱サイクル計算用の x 格子間隔として 2nm を採用した。同様にして、時間格子間隔についても検討し、その結果を Fig.3-25 に示した。この場合、x 格子間隔は 3nm として計算した。この図から、時間間隔が計算結果に与える影響は比較的鈍感であることがわかるが、収束精度から 0.0005 秒の時間間隔を採用することとした。

第３－２節の Fig, 3-8 は以上のような計算手法を適用して、溶接熱サイクルに伴う NbC の溶解計算を行った結果である。

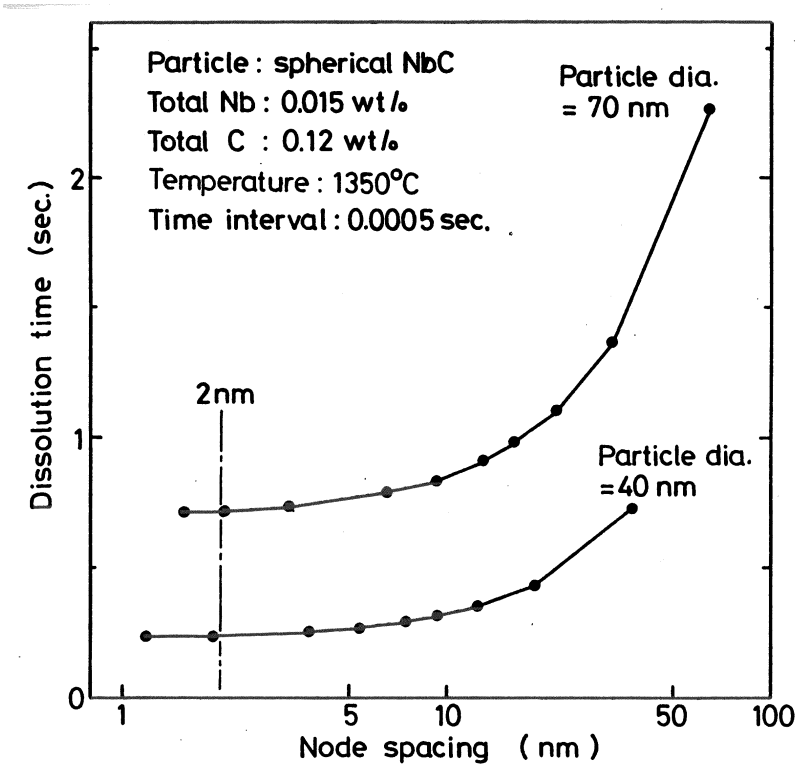


Fig. 3-24 Variation of calculated dissolution time with node spacing

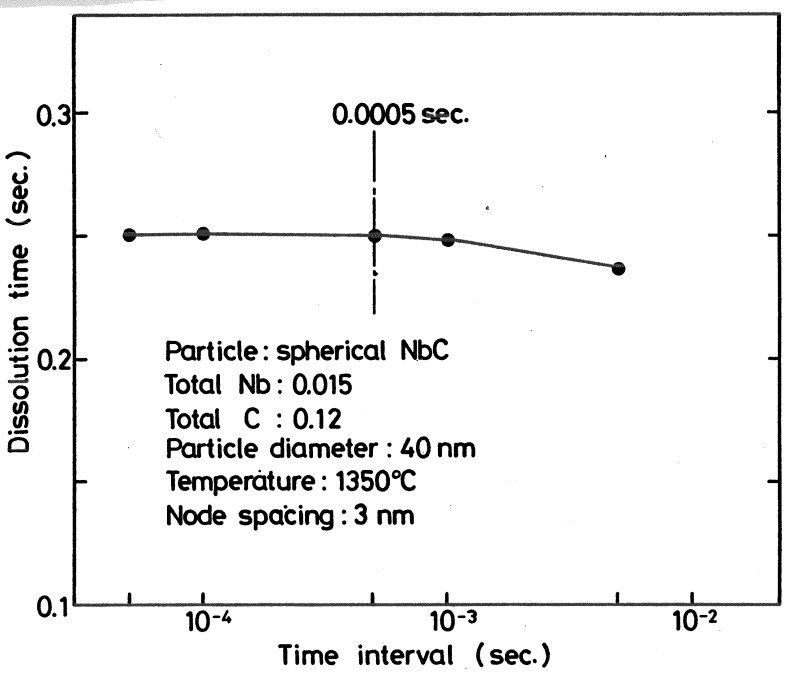


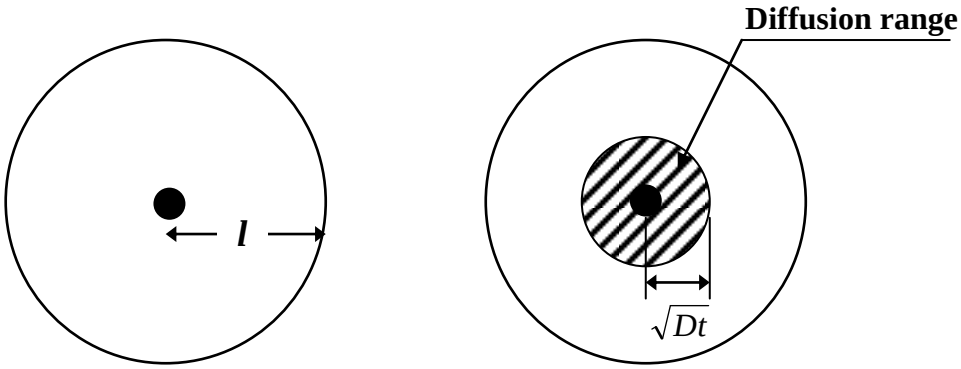
Fig. 3-25 Variation of calculated dissolution time with time interval

以上は第３－２節での検討のために実施した、炭・窒化物溶解過程の詳細な数値計算方法であるが、概略の溶解温度をもっと簡単に推定するためには Ashby-Easterling[38)]の手法に準じて、以下のような方法でも概略値を簡単に推測することができる。

まず、平衡状態であれば、式(3-4)の溶解度積によってそれぞれの炭・窒化物の溶解温度を計算できるのであるが、実際の熱サイクルでは短時間での温度変化が大きく、平衡状態よりもはるかに高温に加熱されないと溶解が完了しない。この動的な状況を考慮するために、Ashby ら [38)]は炭・窒化物の母材への溶解範囲を評価するために体積比率 f を定義した：

$$f = \frac{(Dt)^{3/2}}{l^3 + (Dt)^{3/2}} \tag{3-21}$$

ここで D は炭・窒化物中の置換型元素の鉄中での拡散係数、 t はある温度 T での保持時間、l は炭・窒化物一個が占める想定球形鉄母材の平均半径である。



(a) Initial condition at ambient　　(b) After t sec at temperature T

Fig. 3-26 Illustrative dissolution process of precipitate

Fig.3-26 に図示するように、$\sqrt{Dt}$ はある温度で t 秒たった時点で、炭・窒化物が溶解してできる拡散場の大きさを示す。式(3-21)で表される f は、Fig.3-26(b)中で斜線をつけたこの拡散場の体積比を表現したものであり、$\sqrt{Dt}$ が小さいときはこの体積分率にほぼ等しくなり、$\sqrt{Dt}$ が大きくなると 1 に近づき、すなわち平衡状態を表現することになる。この f の定義から、Fig.3-26(b)の斜線部を想定して、式(3-4)の溶解度積は実質的に次式のように表現できる：

$$\log_{10}\frac{[Ci]\cdot[I]}{f} = Sa - Sb/T \tag{3-22}$$

拡散係数 D は温度の関数であり、式(3-23)で示されることから、式(3-22)は温度と時間の関数として炭・窒化物の溶解状態を推定する関係となる。

$$D = D_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \tag{3-23}$$

ここで、D_0 は母地、拡散元素ごとに決まる定数（Frequency factor）、

Q は拡散の活性化エネルギー、

R は気体定数

である。

f を求めるために必要な l 値については、本章で実測した母材中の炭・窒化物の面積率等のデータから推定することができる。例えば、NbC は Nb-Ti 鋼の母材中の析出物をほぼ全て NbC と見積もることによって推定できる。また、その他の物理定数はすでに Table 3-3 と 3-4 で与えられているので、Table 3-5 に計算に必要な数値を整理して示した。同表中に、時間間隔 1 秒で溶解が完了する温度、および２０秒で溶解が完了する温度を

式(3-22)から求めた結果も同時に示した。１秒は小入熱溶接の場合を、２０秒は大入熱溶接の場合を代表している。また、母材の成分については、Ti 系の炭・窒化物に対しては No.2 鋼（Table 3-1）、Nb 系の炭・窒化物に対しては No.3 鋼（Table 3-1）の値を用いた。

Table 3-5 の計算結果をみると、NbC が最も低温で溶解することがわかるが、NbN よりも TiC の溶解温度の方が高温になっている。NbN の溶解度積の係数の方が大きいことから、C と N の含有量が同レベルであれば NbN のほうが溶解温度は高くなるわけであるが、実際に含有されている C 量が N 量よりも２桁近く多いことから、計算結果では TiC の溶解温度の方が高くなっている。また、NbC の場合に１秒と２０秒で溶解温度に大きな差異がない理由は、NbC 粒子が非常に小さいためである。

本章第３－３節で示した Fig. 3-19 は旧来の平衡状態での計算結果をベースにした想定溶解温度であり、今回のモデルで計算することによってより現実に近い溶解温度を推定することができるものと考えられる。

Table 3-5 Rough estimation of dissolution temperatures for some carbides and nitrides

Carbide /Nitride	Ns* ($1/\mu m^2$)	l ** (μm)	D0*** (m^2/s)	Q*** (J/mol)	Sa***	Sb***	Dissolution temp. (℃)	
							⊿t=1 sec	⊿t=20 sec
TiC	3	0.289	0.14×10^{-4}	249000	4.03	8720	1216	1093
NbC	150	0.0408	4.92×10^{-4}	285000	3.20	7690	1057	1028
TiN	0.3	0.913	0.14×10^{-4}	249000	3.82	15020	>1400	>1400
NbN	5	0.224	4.92×10^{-4}	285000	3.57	9660	1141	1039

Note *: Ns values were estimated from the particle size distribution data in this chapter.

**: $l = 1/\left(2\sqrt{N_s}\right)$, that was estimated by square.

***: The data used in Table 3-3 and 3-4.

第３－６節　結論

Ti、Nb を添加した鋼に対して、２～20kJ/mm の溶接入熱をシミュレートした溶接熱サイクルを付与し、Ti、Nb の炭窒化物の状態および鋼の性質に与える影響について調査した結果、以下の結論を得た。

（１）TiN 主体の析出物以外の炭窒化物は溶接熱によってピーク温度近くまでにほぼ溶解

してしまう。

（２）母材中の析出物が Nb、C を多く含んだ Ti-Nb 複合炭窒化物の場合には、溶接ピーク温度で析出物は一旦溶解してしまうが、その後、新たに Ti と N を豊富に含んだ炭窒化物（ピーク温度での平衡組成）が再析出する。

（３）一旦溶解した Ti、Nb は、溶接後の冷却速度が遅い場合（入熱の大きい場合）には冷却過程で再析出して粗大炭窒化物となるが、冷却速度の速い場合（入熱の小さい場合）には全て再析出せずに一部鉄マトリックスに固溶した状態で残留する。

（４）このように溶接冷却中も鋼中に固溶したままの Ti ないしは Nb は、$\gamma \rightarrow \alpha$ 変態を抑制し、溶接熱影響部の性質に多大な影響を与えると考えられる。

（５）Ti および Nb の炭窒化物は溶解するまではオーステナイトの粒成長を抑制し、オーステナイト粒径を通して HAZ 靭性に影響を与える。特に Ti と Nb を複合添加した鋼においては、上記（２）の効果によってオーステナイト粒を混粒とする場合があり、Ti ないしは Nb 単独添加の場合よりも HAZ 靭性に与える影響は複雑になる。

また、溶接熱影響部におけるボロンの挙動についても、上記マイクロアロイとの比較において、文献調査中心に検討を加えた。その結果、以下の結論を得た。

（６）ボロンは、BN の形成、焼入性向上効果等、マイクロアロイと同様な影響を与えるが、BN は溶解度積が比較的大きいことから、マイクロアロイ炭窒化物ほどのオーステナイト粒成長抑制効果はないものと考えられた。

（７）ボロンの特徴として、オーステナイト中の拡散速度が Ti や Nb に比較して３桁以上大きく、溶接冷却過程において比較的高温度の時点から BN として再析出し、大入熱溶接の場合にはフェライト核生成を促進する場合があると考えられる。

第４章　多層溶接継手 HAZ の破壊を支配している組織要因

第４－１節　緒言

第２章において、溶接熱に伴う種々の熱サイクルに起因して色々な組織が HAZ に形成され、個々の組織の靭性は主にオーステナイト粒径と M-A 組織に支配せれていることを観察した。更に第３章では、鋼中の添加元素としてマイクロアロイ（およびボロン）がそれらの炭窒化物の溶解、析出挙動を通して、オーステナイトの成長、冷却時のγ→α変態挙動を変化させ、結果的に HAZ の靭性に多大な影響を与えていることを、実験観察を通して推察した。ただし、これらの研究で調査したのは、実溶接継ぎ手 HAZ 中の一部の微細組織を想定した実験的シミュレート材であり、実験結果は個々の代表的組織に対して得られたものである。すなわち、試験片は一様な組織を有しており、種々の組織が混在している場合の異なる周囲組織からの塑性拘束の影響については無視してきた。

一方、第１章でも言及した通り、実際の溶接継ぎ手に対して HAZ の CTOD 試験を実施すると、その試験結果がばらつくことはよく知られており、一般に LBZ との関係で論じられることが多いが、得られた限界 CTOD 値と微視的組織の靭性とを直接結び付けることはできなかった。実際の CTOD 試験でばらつきの発生する原因として、溶接部に存在する強度的不均質の存在が深く関係していると考えられる。すなわち、溶接金属、HAZ、母材間という巨視的レベルの強度不均質[19)-22)]に加え、HAZ 中に混在する微視的レベルの強度の異なる組織の分布が、CTOD 試験片切欠先端付近に不均一な塑性変形を引き起こし、破壊発生特性を左右するひとつの支配因子になっているものと考えた。

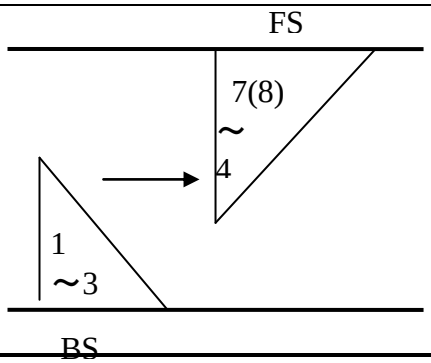
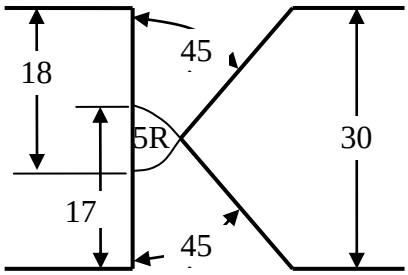
第２章において、降伏点 460N/mm2 クラスの TMCP 鋼における HAZ 中の各微視的組織それぞれの有する機械的性質を、再現熱サイクル試験によって調査した。そこで、本章においても第２章で用いたのと同じ材料、同じ溶接入熱で溶接した継ぎ手に対して、溶接熱影響部の CTOD 試験を実施し、得られた CTOD 試験結果と再現熱サイクル試験による微視的な組織特性との関係について調査を行った。

第４－２節　多層突合せ溶接継手の熱影響部における CTOD 試験

供試材料は第２章の調査で使用した降伏点 460N/mm2 クラスの 30mm 厚 TMCP 鋼である。K開先のサブマージ溶接によって突合せ溶接継手を作製した。溶接条件は Table 4-1 に示す通り、第２章でシミュレートを行った溶接入熱 5kJ/mm の多層溶接である。ただし、本研究における突合せ溶接では、表裏面側まで Fusion line が板厚に垂直に近くなるように、鋼板の表裏面に同じ供試材の当て板をつけて溶接し、CTOD 試験片加工時に当て板を除去した。得られた溶接金属の化学成分および機械的性質を母材の結果と比較して Table 4-2 および Table 4-3 に示す。 Table 4-3 よりわかる通り、母材と溶接金属は引張強さにおいて Even-match の継手となっている。

Table 4-1 Welding conditions for SAW

Heat input (kJ/mm)	Welding current (A)	Arc voltage (V)	Welding speed (mm/min.)	Preheat and interpass condition
5	700	30	250	No preheat Interpass temp. < 150℃

Welding material	Welding pass sequence	Groove shape
Wire:US49A 4mm dia. Flux:PFH55S AWS A5.17 F7A6-EH14		

Tabale 4-2 Chemical compositions of base metal and weld metal (mass %)

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Nb	Ti	Al	N	Ceq
BM	0.07	0.23	1.51	0.007	0.001	0.30	0.48	0.010	0.015	0.037	0.0024	0.38
WM	0.08	0.24	1.52	0.007	0.003	0.31	0.48	0.010	0.015	0.036	0.0029	0.40

注） Ceq = C + Mn/6 + (Cu + Ni)/15 + (Cr + Mo + V)/5

Tabel 4-3 Mechanical properties of base metal and weld metal

	0.2%proof stress	Tensile strength	Yield ratio	Charpy vTrs	CTOD at -50℃
BM	467 N/mm^2	557 N/mm^2	83.8 %	-110 ℃	1.55 mm
WM	530 N/mm^2	588 N/mm^2	90.1 %	-36 ℃	0.37 mm

作製した溶接継手の K 開先垂直側の HAZ 粗粒域に断面切欠きを入れた、標準の Bx２B タイプ（B=30mm）の CTOD 試験片 [46] を用いて、試験温度-50℃において三点曲げ CTOD 試験を実施した。切欠長さは材料厚と同じとし、切欠先端には疲労き裂を付与した。

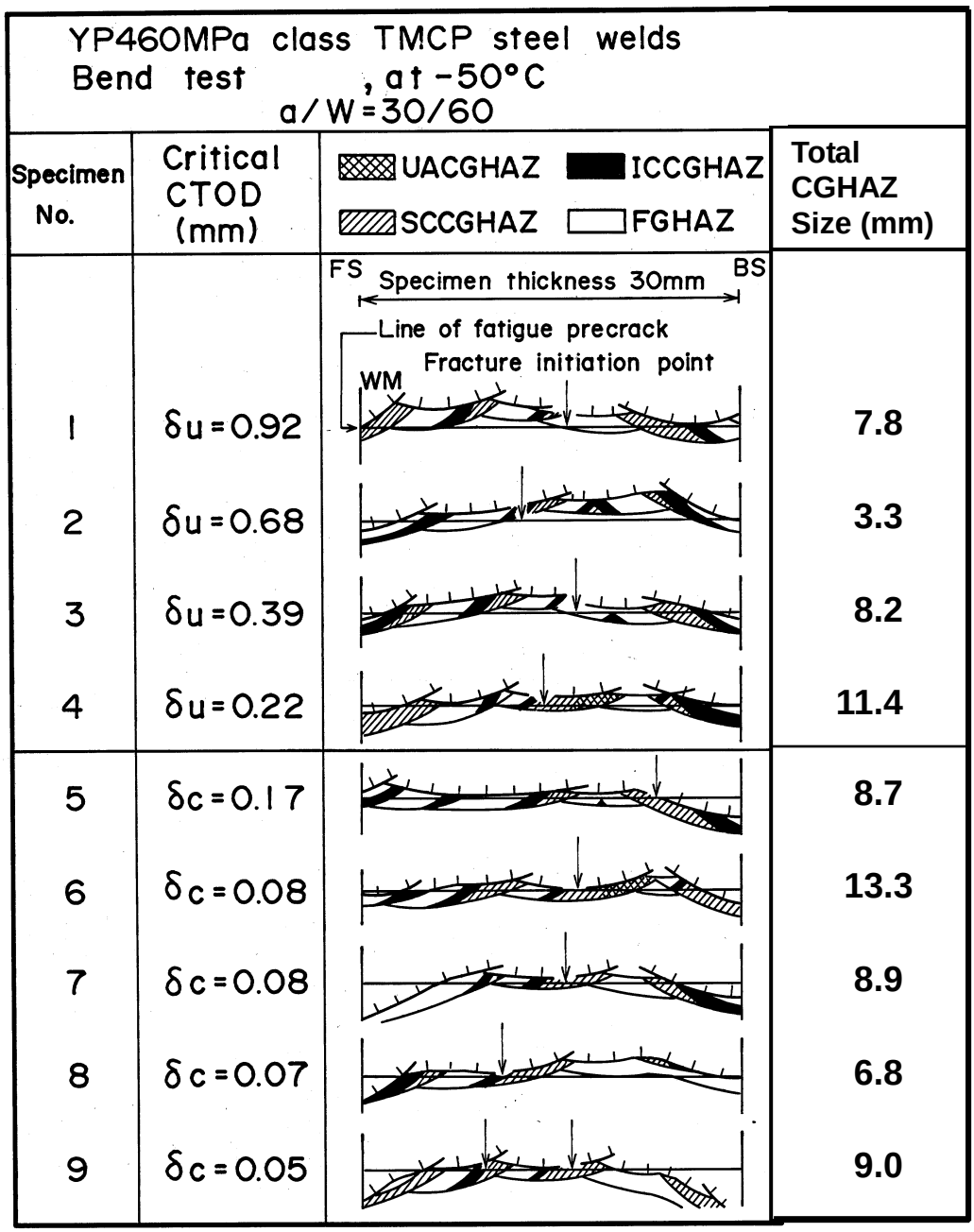


Fig. 4-1 Critical CTOD and classification of microstructure along the fatigue crack front

９本の試験片に対して試験を行い、試験の後、試験片断面を割断して疲労予き裂先端近傍の HAZ 組織を観察した [44), 46)]。Fig. 4-1 に得られた限界 CTOD 値および疲労予き裂先端線上の組織観察結果を示す。

ここで、HAZ 中の各位置における熱履歴は、（ナイタール腐食で現出された）各溶接ビードの Fusion line、および HAZ-母材境界線それぞれからの距離を測定し、次式[72]によって最高加熱温度を導出することによって決定した。ここで、HAZ-母材境界における最高加熱温度を 850℃として計算した。

$$\frac{d}{d_{HAZ}} = \frac{\sqrt{(850-T_0)}}{\sqrt{(Tp-T_0)}} \bullet \frac{\sqrt{(Tmp-T_0)}-\sqrt{(Tp-T_0)}}{\sqrt{(Tmp-T_0)}-\sqrt{(850-T_0)}} \qquad (4\text{-}1)$$

d：溶接 fusion line からの垂直距離、

d_{HAZ}：HAZ の幅、

Tmp：溶融温度（1400℃）、

Tp：最高加熱温度（℃）、

T_0：鋼の初期温度（℃）

HAZ 組織は第 2 章の Table 2-3 と同一の定義で分類した。また、Fig.4-1 で表裏最終パスの HAZ 組織が必ずしも UACGHAZ にならない場合があるのは、前述した通り、表裏面に当て板をつけて溶接したために表裏面の溶接パスが必ずしも最終パスになっていないためである。

9 本の CTOD 試験で得られた限界 CTOD 値には大きなばらつきが有り、0.92mm から 0.05mm の範囲で変化していた。ただし、高い限界 CTOD 値が得られた試験片では疲労予き裂先端線における HAZ 粗粒部の領域が若干少ない傾向が認められた。HAZ-CTOD 試験に対する規格に規定されている方法に従い[44), 46)]、HAZ 粗粒部がき裂先端線を占める率を算出して整理すると、Fig.4-2 が得られる[73)]。HAZ 粗粒域の占める領域が増加するに従い、限界 CTOD 値が低下する傾向が読み取れるものの、HAZ 粗粒域の領域が減少していくに従い、相関度合いが弱くなることがわかる。

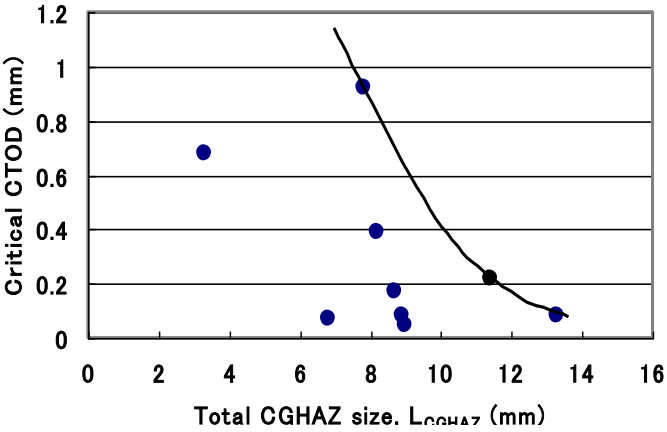


Fig.4-2 Effect of total CGHAZ size on critical CTOD

また、どの試験片においても、最も靭性劣化の大きい ICCGHAZ（Inter－Critically reheated CGHAZ）が疲労予き裂先端線上に存在しているにも拘らず、ICCGHAZ 以外の箇所から破壊が発生しているものが多い。特に No.5～9 の試験片では、疲労予き裂先端線に HAZ 粗粒部を多く含んでいるにも拘らず、破壊が ICCGHAZ 組織位置以外から発生しているものが半数以上を占めていた。

以上の観察結果から、最も低い限界 CTOD 値に対しては LBZ の存在が大きな影響を与えているものの、必ずしも全ての場合において LBZ が破壊発生を支配するとは限らず、破壊発生には他の要因が関与しているものと思われた。

第４－３節　多層溶接熱影響部の各微視的組織が有する機械的性質の推定

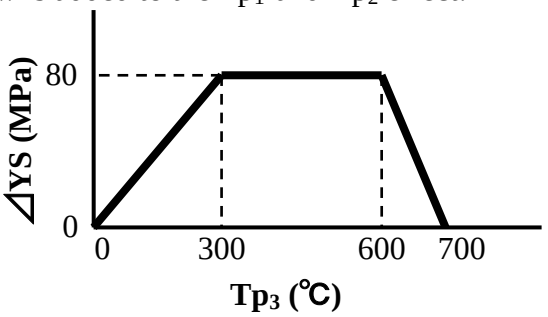
以上の試験および検討結果によって、溶接熱影響部の CTOD 試験における（API RP2Z の区分ないしは第２章の Table2-3 の組織区分から定義される）LBZ の存在の影響に関する従来からの知見が確認された。しかし、（ａ）Fig.4-1 の LBZ が疲労ノッチ線上に複数に存在する試験片の場合、どのようにして破壊が発生する LBZ が選択されたのか？（ｂ）その結果として観察された限界 CTOD 値の違いはどこから来るのか？（あるいは Fig. 4-2 の Total CGHAZ よりも限界 CTOD を的確に表現するパラメーターは存在しないのか？）、 等の疑問に対しては、依然として明確な説明が得られていない。そこで、Fig. 4-1 のような HAZ 組織分布図以上に HAZ 中の組織分布を詳細に推定することを検討してみた。

すでに第２章において、今回と同じ溶接条件を再現した熱サイクル試験を実施しており、各組織の強度・靭性をどの温度の熱サイクル条件に対してもある程度推定できる程度の試験結果が整っている。そこで、第２章のデータから多層 HAZ 中の微視的な機械的性能の分布を求める方法について考えてみる。この時に問題となるのが、第２章で得られたデータはやはり離散的なデータであるということである。まず、これらのデータから HAZ 中の組織の連続的な変化を内挿、外挿する方法を検討してみる。

第２章における二重熱サイクルの場合は、一回目の加熱温度を 1400℃に固定した。また、三重熱サイクルにおける一回目および二回目の加熱温度をそれぞれ 1400℃、750℃に固定した。このような限られた条件下で得られたそれぞれの熱サイクル材の組織形態

等を手がかりとして、冶金的な考察と若干の補間近似を交えた以下に示す仮定を設けて、連続的な熱サイクルの場合を予測することとした。ただし、第２章における取り扱いと同様、一回目、二回目および三回目の各熱サイクルを、それぞれの最高加熱温度によってTp_1、Tp_2、Tp_3という記号で識別することとする。

Table 4-4 Interpolation procedure

Effect of Tp_1 and Tp_2			Effect of Tp_3
Tp_2	Tp_1	Applied test data	Applied additional tempering effect
≧700℃	≧1250℃	Double cycle test data (1400℃+ Tp_2)	Tempering effect by Tp_3 that is evaluated as follow is added to the Tp_1-and-Tp_2 effect:  Variation of CTOD = 0.
	1250～1050℃	Linear interpolation between the above and the below	
	≦1050℃	Single cycle test data where Tp_2 is assumed to be Tp_1	
< 700℃	－	Single cycle test data of Tp_1	Effect by Tp_2 is evaluated by the same method as the above tempering effect.

仮定：

A.　Tp_2が700℃以上の場合（二回目の熱サイクルで再オーステナイト化される場合）：

A-1.　Tp_1が 1250℃を超える場合には、Tp_1＝1400℃とする（1250℃を超える温度に加熱される熱サイクルではオーステナイトの粗大化が顕著であり、冷却サイクルではフェライト変態が抑制されることから、ほぼ同様な低温変態組織が得られ、M-A 組織の基本的な形態、量に大きな違いはないと想定する）。

A-2.　Tp_1が 1050℃未満の場合には、一回目の熱サイクルの効果を無視する（一回目の加熱温度がこの領域にある場合には、加熱時に細粒のオーステナイトとなり、冷却時にフェライト核の生成が促進されてフェライト中心の組織となりやすい。このような組織が二回目の熱サイクルで再オーステナイト化されるのであれば、最終的な組織はほぼ二回目の熱履歴に依存すると考えられる）。

A-3.　1050℃≦Tp_1≦1250℃の領域にある場合には、Tp_1が 1050℃未満および 1250℃超えの両結果から線形補間することによって特性を推定する。

B.　Tp_2が 700℃未満の場合：

B-1.　Tp_2 を Tp_3 と同じ効果をもたらすテンパーサイクルとみなし、三回目の熱履歴の影響は無視する（一般に正常は溶接順序であれば、Tp_2 が 700℃未満で Tp_3 が Tp_2 以上の温度となることはまずない）。

B-2. テンパーサイクルの効果は Table 4-4 に示す通りとする（第２章の実験結果に基づくが、材料固有の特性と思われる）。

以上の方法を適用して、例えば HAZ 中の各位置におけるミクロ的な限界 CTOD 値（-50℃）を推定してみると、Fig.4-3 のような分布図が得られる。ここでは、CTOD が高い場合に白表示、低下するに従って徐々に黒くなっていく濃淡表示を用いて、HAZ 中における CTOD 値の分布を表現している。

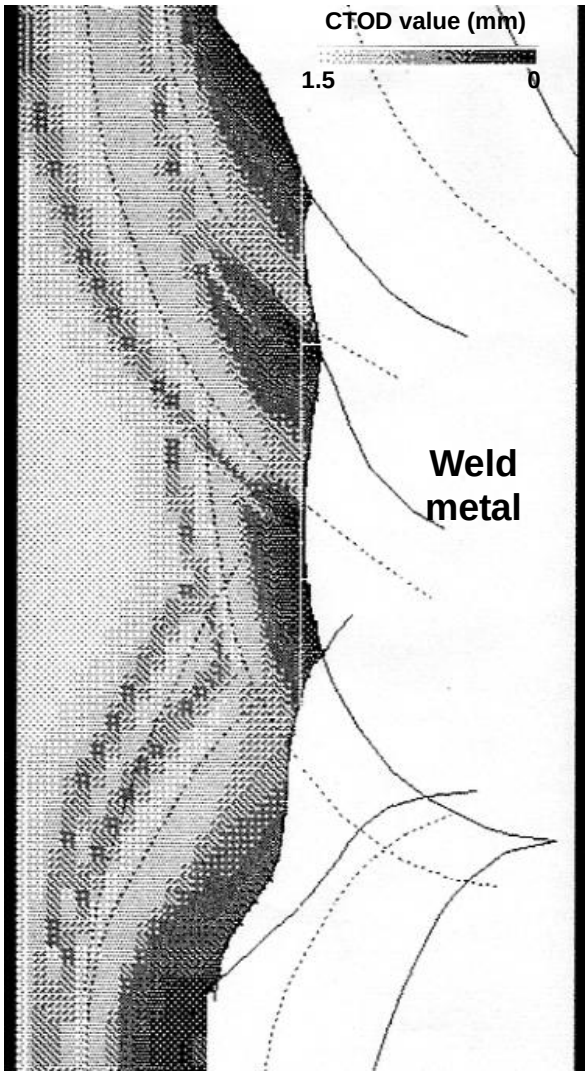


Fig. 4-3 Example of estimation result of microscopical CTOD value distribution

このようにして HAZ 中のミクロ的な特性分布図が得られるわけであるが、この分布図を用いて溶接継手 CTOD 試験結果を評価するに当たって、以上の手法によるミクロ的特性の推定が妥当なものであるかどうかを事前に検証しておく必要がある。しかし、HAZ 中の個々の位置における引張特性、CTOD 特性を直接求めて検証することは、実質上不可能に近い。そこで、引張特性との相関が強い硬さ試験を通して、この検証を実施してみることとした。

まず、第２章の再現熱サイクル試験で引張特性のわかっている試験片に対して硬さ試験を実施し、引張特性を硬さで類推できるかどうか調べてみた。その結果、Fig.4-4 の関係が得られた。ここでは、第２章での再現熱サイクルに加えて、入熱 1kJ/mm の再現熱サイクル材に対する試験結果も含めて示してあり、硬さの値はヴィッカース 98N で実施した繰り返し５回の測定結果の平均値を用いている。

Fig.4-4 より、ヴィッカース硬さと 0.2%耐力の相関が強いことがわかる。図中の実線は、Cahoon の関係式[74]に準じて実験的に求められた式(4-2)[40]を求めて示したものである。

$$\frac{0.2\%\sigma_y}{g} = \frac{Hv}{3} \bullet \left(\frac{e_y}{0.08}\right)^n \bullet \exp\left(-e_y\right) \qquad (4\text{-}2)$$

0.2% σ_y：0.2%耐力（N/mm2）、

Hv：ヴィッカース硬さ、

e_y：0.2%耐力における真歪＝0.0055、

n：加工硬化指数＝*0.12・ln(142g/0.2%* σ_y*)*[40), 75)]、

g：重力加速度＝9.80665m/s2.

式(4-2) は金属材料母材に対して得られたものであるが、三重熱サイクル試験材を除けば、再現熱サイクル材に対してもよく適合している。三重熱サイクルに対して適合性が悪い理由は、最高加熱温度が Ac_1 点以下となる三回目の熱サイクルを受けて、材料中の転位に炭化物が析出し、固着された結果、降伏点近傍の耐力が上昇する現象と考えられる。硬さは降伏点のみではなく降伏後の加工硬化にも影響されるが、Fig.4-4 では硬さを耐力のみの関数として表しているため、実測値との差異が大きくなったものと思われる。この三重熱サイクル材に対する耐力の実測値と式(4-2)との差異は約 80N/mm^2 であり、ちょうど Table 4-4 の推定手順におけるテンパーサイクルの補正値に相当する。すなわち、Table 4-4 の手順による特性

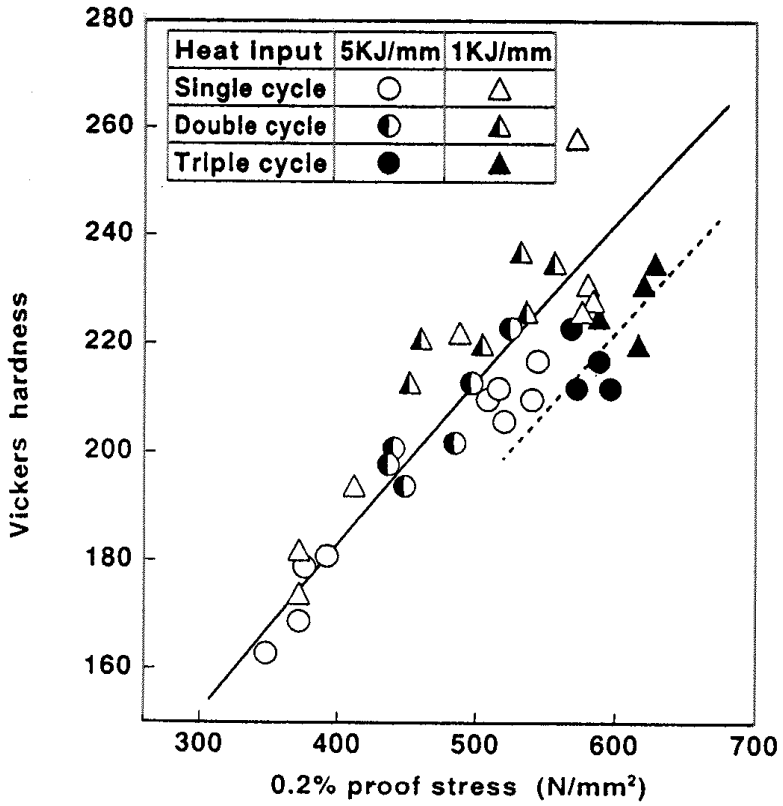


Fig. 4-4 Relation between Vickers hardness and 0.2% proof stress for HAZ simulation test specimens

予測にあたって、テンパーサイクルの補正を行わなければ、0.2%耐力はヴィッカース硬さと式(4-2) の関係でよく対応するものと思われる。

さて、それでは Table 4-4 の方法で推定した HAZ 中のミクロ的な耐力分布と、実際の硬さ測定結果から式(4-2) によって求めた耐力分布を比較することによって、前述の特性予測方法の妥当性について検証してみる。

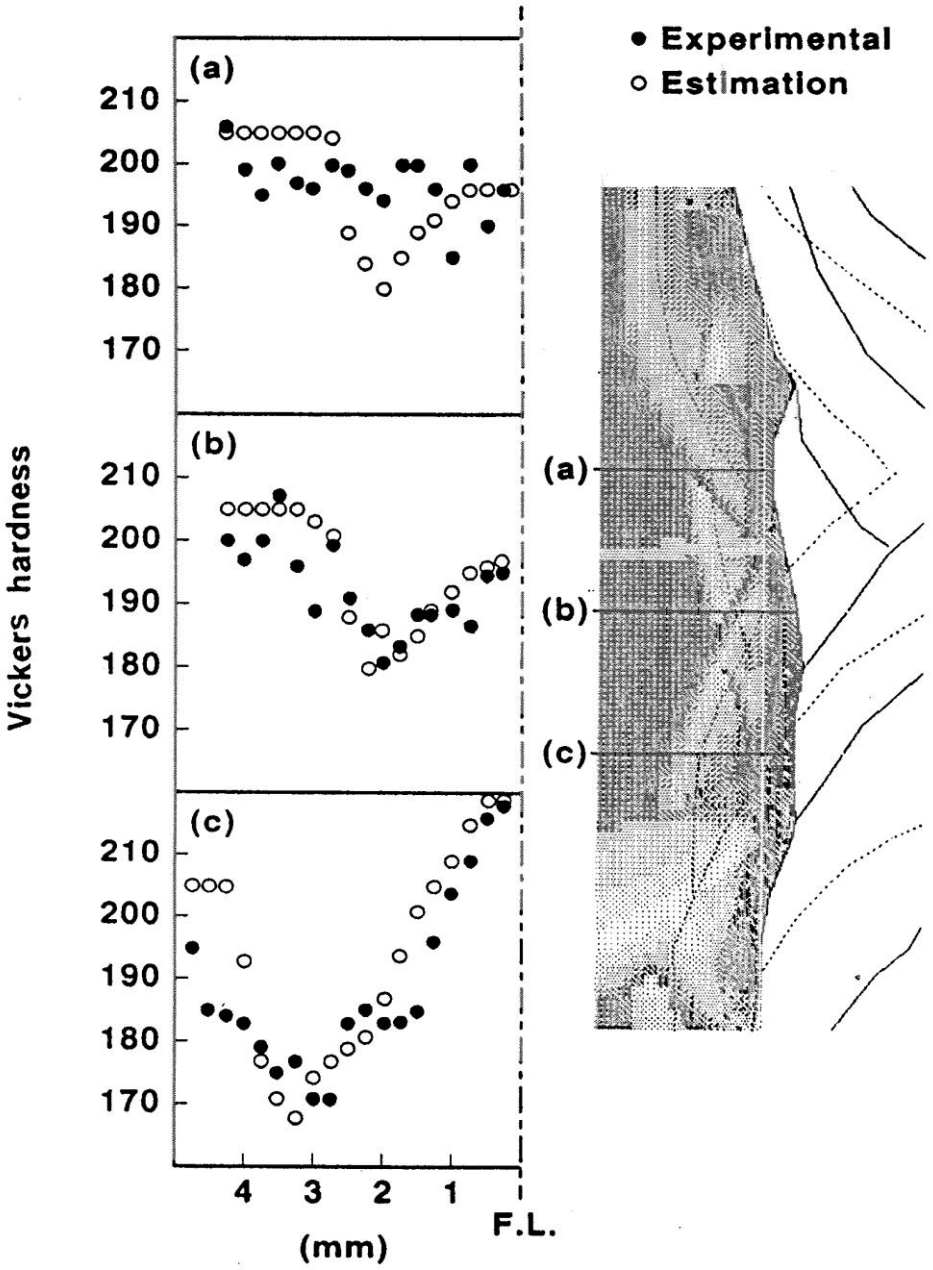


Fig. 4-5 Comparison in Vickers hardness between experiment and the estimation

そのために同じ溶接条件で同様な溶接継手を製作し、HAZ 中の 0.2%耐力値の分布推

定図を作製した。Fig.4-5 の右側に示すのがその結果であるが、耐力が高くなるに従って黒色で濃くすることによって、その分布状態を視覚化してある。一方、ヴィッカース試験は、板厚 30mm の鋼板表面から（ａ）10ｍｍ、（ｂ）15mm、および（ｃ）20mm 板厚方向に入った位置において、Fusion line から母材に向かって 0.25mm のピッチで実施した。荷重は 9.8N とした。同時に、これらのヴィッカースの各圧痕に相当する位置において、耐力予測値から式(4-2) によって計算したヴィッカース値も求め、Fig. 4-5 の左側に比較して示した。

硬さの実測値と予測値との対応は、（ａ）の位置では若干良くないものの、（ｂ）および（ｃ）の位置では非常に良好であることがわかる。（ａ）の位置で実測値と予測値との対応があまり良くなかった原因としては、Fig. 4-5 の溶接多層盛方法からわかる通り、この位置で多くの溶接ビードが重なっており、各溶接ビードの Fusion line の形状が正確に把握できず、測定に多分の誤差を伴ったことが関連すると思われる。

いずれにしても、その硬さ換算等の誤差を考慮しても、実測値と計算値との対応は良好であると考えられる。そこで、Fig. 4-1 で継手 CTOD 試験を実施した各 HAZ 断面に対して、HAZ 中のミクロ的な機械的特性の分布状態を前述した手法で計算してみることとした。

第４－４節　微視的組織分布に起因した破壊発生支配機構

Fig. 4-1 の HAZ 断面に対して、ミクロ的な各位置における 0.2%耐力および限界 CTOD 値を計算した結果を Fig. 4-6～4-14 に示す。これらの図では、各特性分布を、Fig. 4-3 と同様な HAZ 断面における二次元分布、および疲労予き裂先端線上での一次元分布として表示してある。ただし、溶接金属中の特性は全て一様で、Table 4-3 に示した性能とした。これらの特性分布図から、以下のことが観察される。

（１） CTOD 試験で延性き裂の進展後に脆性破壊した（BS7448[46] の δu タイプの）No.1～4 の試験片は、疲労予き裂先端線上の板厚中央 60%領域では顕著な局所 CTOD 劣化部分はなかった。これらの試験片においては、破壊発生起点は疲労予き裂先端線上の最靭性劣化部ではなく、局所耐力、局所限界 CTOD 共に、板厚方向および垂直方向で急変する箇所であった。

（２） No.5～9 の試験片は疲労ノッチ線上の板厚内部で局所的に靭性が極度に劣化した領域を有しており、その領域では耐力は逆に高原状に高くなっている傾向が観察された。これらの試験片において、破壊発生点は常に局所的に靭性の劣化した領域に位置し、同時に耐力の高い高原状領域の端部に位置していた。ただし、この破壊発生点における靭性値は低かったものの、必ずしも靭性が最も劣化した位置ではなかった。

更に、観察された破壊発生点における局所的特性を把握するために、破壊発生点における最高加熱温度の計算値から、その位置における組織が有するであろう耐力、限界 CTOD 値を上記同様の方法で推定した。これらの推定値を実用溶接継手に対する実験から得られたマクロ的な限界 CTOD 値と共に、Table 4-5 に示した。破壊が延性き裂進展を伴わずに脆性的に発生した δc タイプ[46]の試験片では、破壊発生起点において推定された局所限界 CTOD 値は実継手の実測 CTOD 値とその絶対値、および順位関係がほぼ一致していた。この一致から考えて、局所的性能を予測するために用いた手順は妥当なものであり、また、不均一な特性を有する HAZ の全厚 CTOD 試験結果は、破壊発生点の局所的靭性レベルに一致するものであると考えられる。

Fig. 4-1 の全厚 CTOD 試験における疲労予き裂先端の組織分類結果および推定された特性分布図から示された通り、破壊発生起点は必ずしもき裂線上で局所的に靭性が最も劣化した箇所ではなかった。HAZ 中で靭性が最も劣化している箇所は ICCGHAZ と考えられるが、ICCGHAZ から破壊が発生した試験片は、Fig. 4-1 および Table 4-5 に示す通り、９本の試験片中２本のみであった（No.8 と No.9）。限界 CTOD が δu を示した No.1～4 の試験片では破壊は細粒 HAZ（FGHAZ）あるいは二相域加熱 HAZ（ICHAZ）と断定された組織からも発生していた。No.5～7 の試験片では破壊は α→γ 変態点以下のテンパー領域に加熱された CGHAZ（SCCGHAZ）から発生しており、限界 CTOD 値が 0.17～0.08mm であった。しかし、No.1～4 の試験片は疲労予き裂先端線上の板厚中央部近傍には ICCGHAZ 領域を含んでいなかったものの、No. 5～7 の試験片は板厚中央近傍に ICCGHAZ 領域を含んでいたにも拘らず破壊は SCCGHAZ から発生していた。これらのことから、HAZ の CTOD 試験において、破壊は最も靭性の劣化した箇所から必ずしも発生するものではないといえる。

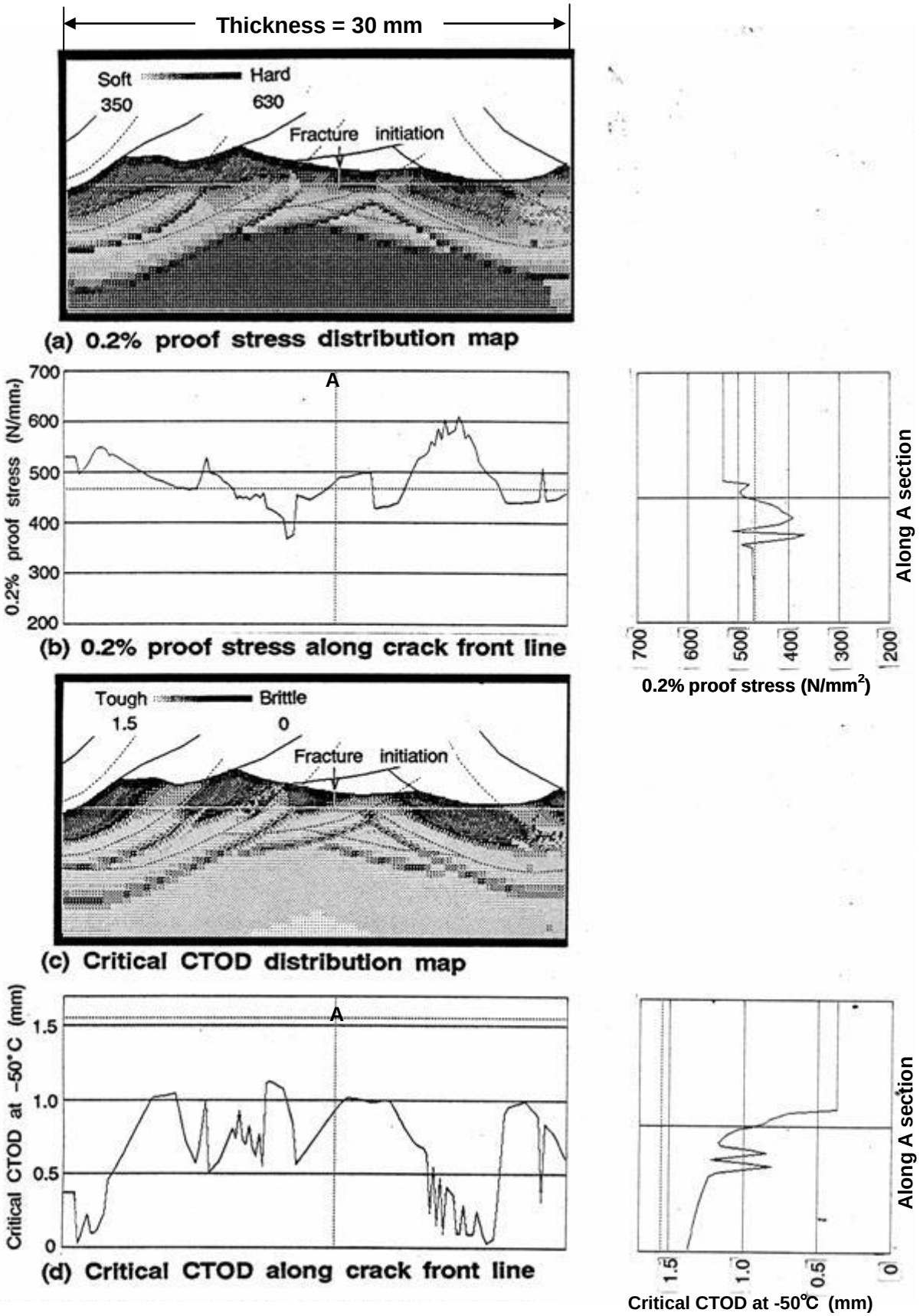


Fig. 4-6 HAZ property distribution maps for specimen No.1 (δ u=0.92 mm)

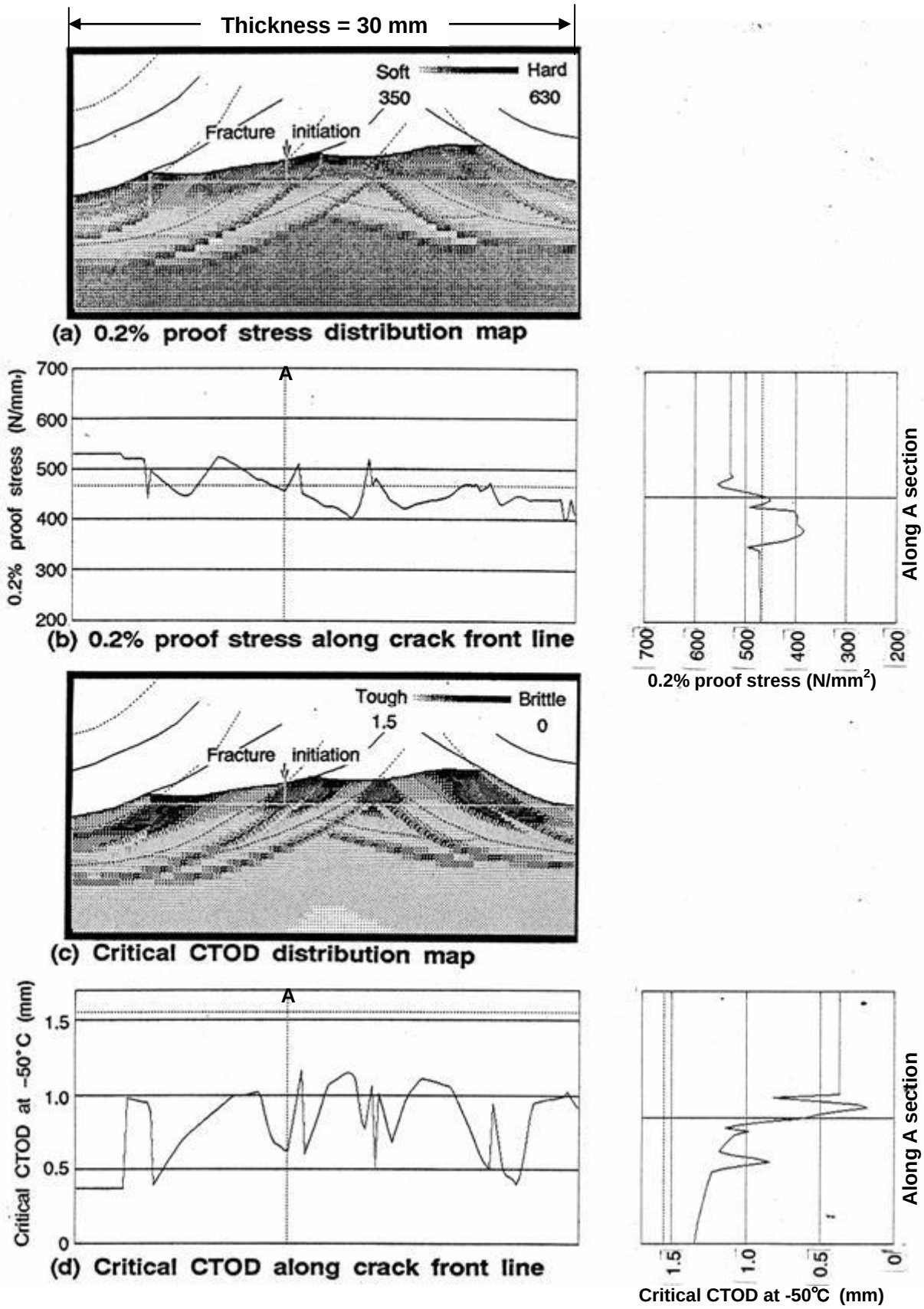


Fig. 4-7 HAZ property distribution maps for specimen No.2 (δ u=0.68 mm)

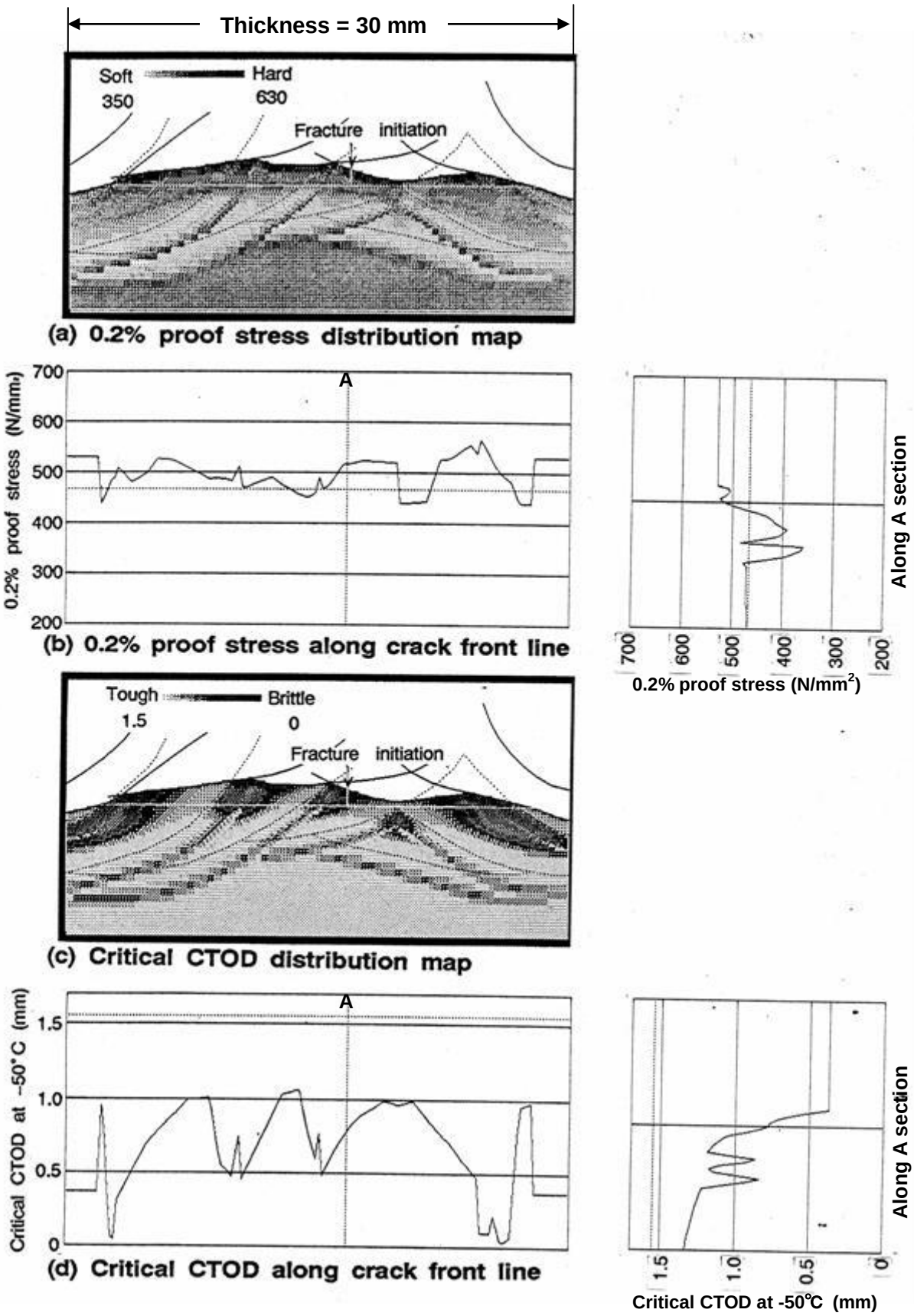


Fig. 4-8 HAZ property distribution maps for specimen No.3 (δ u=0.39 mm)

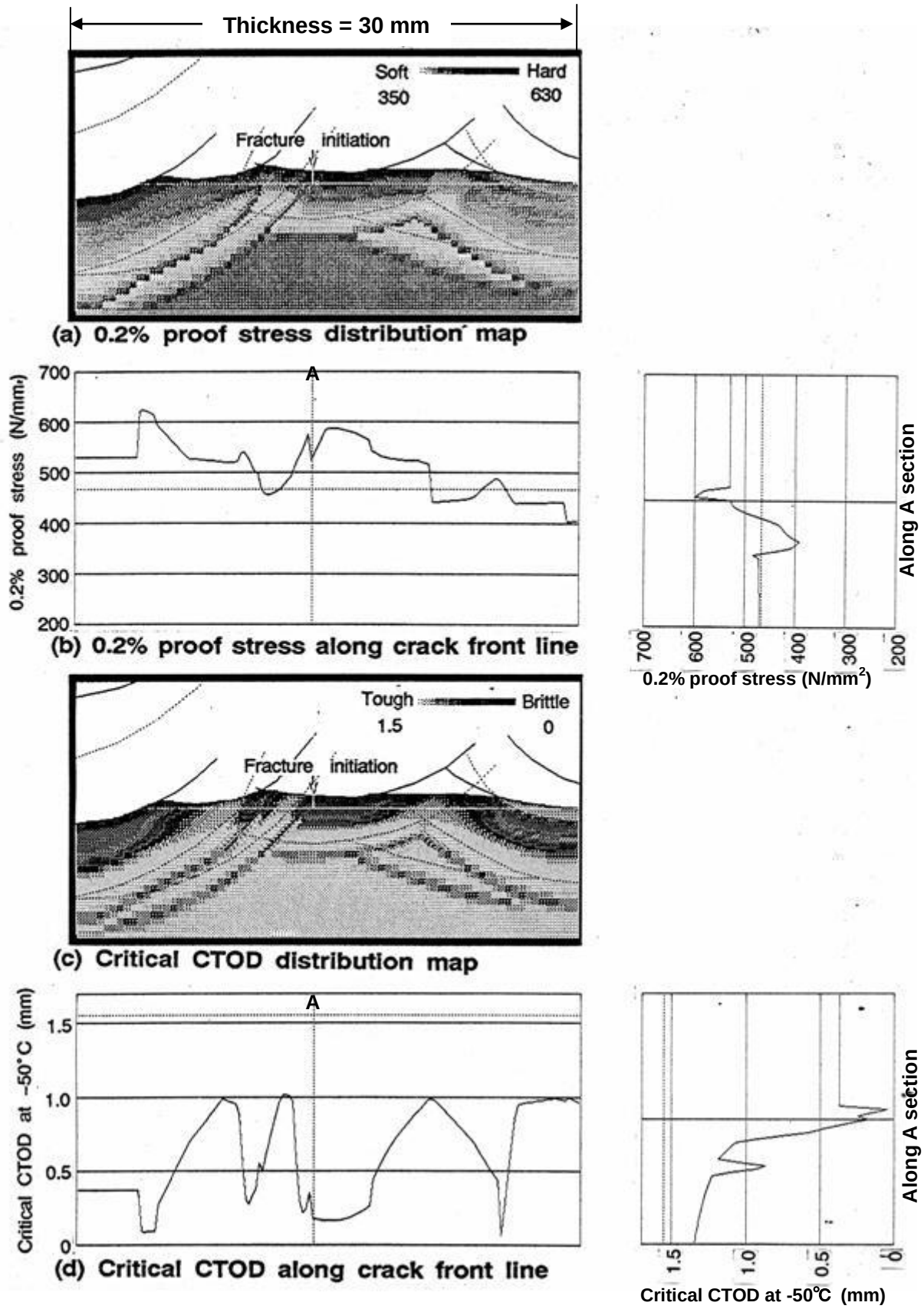


Fig. 4-9 HAZ property distribution maps for specimen No.4 (δ u=0.22 mm)

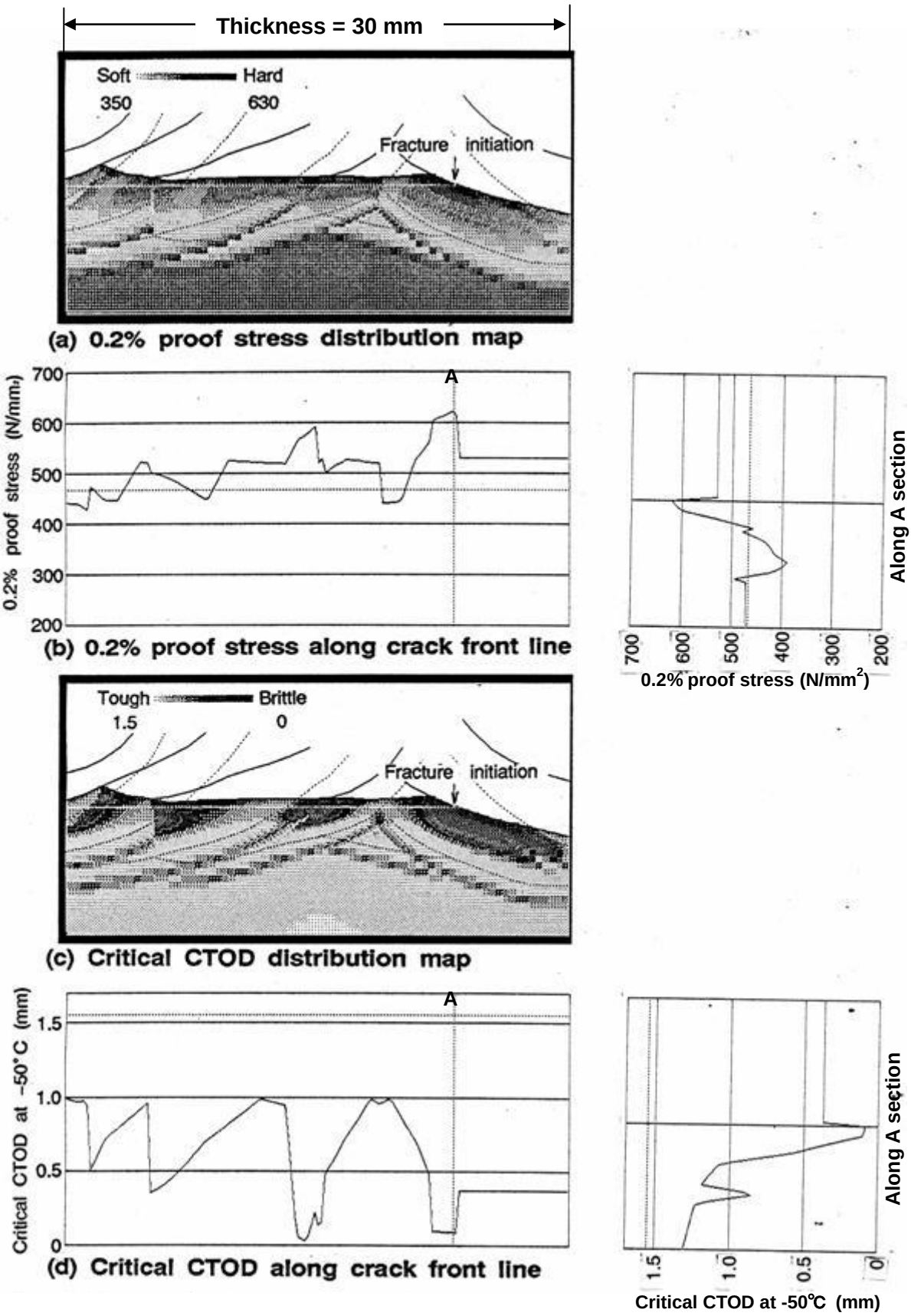


Fig. 4-10 HAZ property distribution maps for specimen No.5 (δ c=0.17 mm)

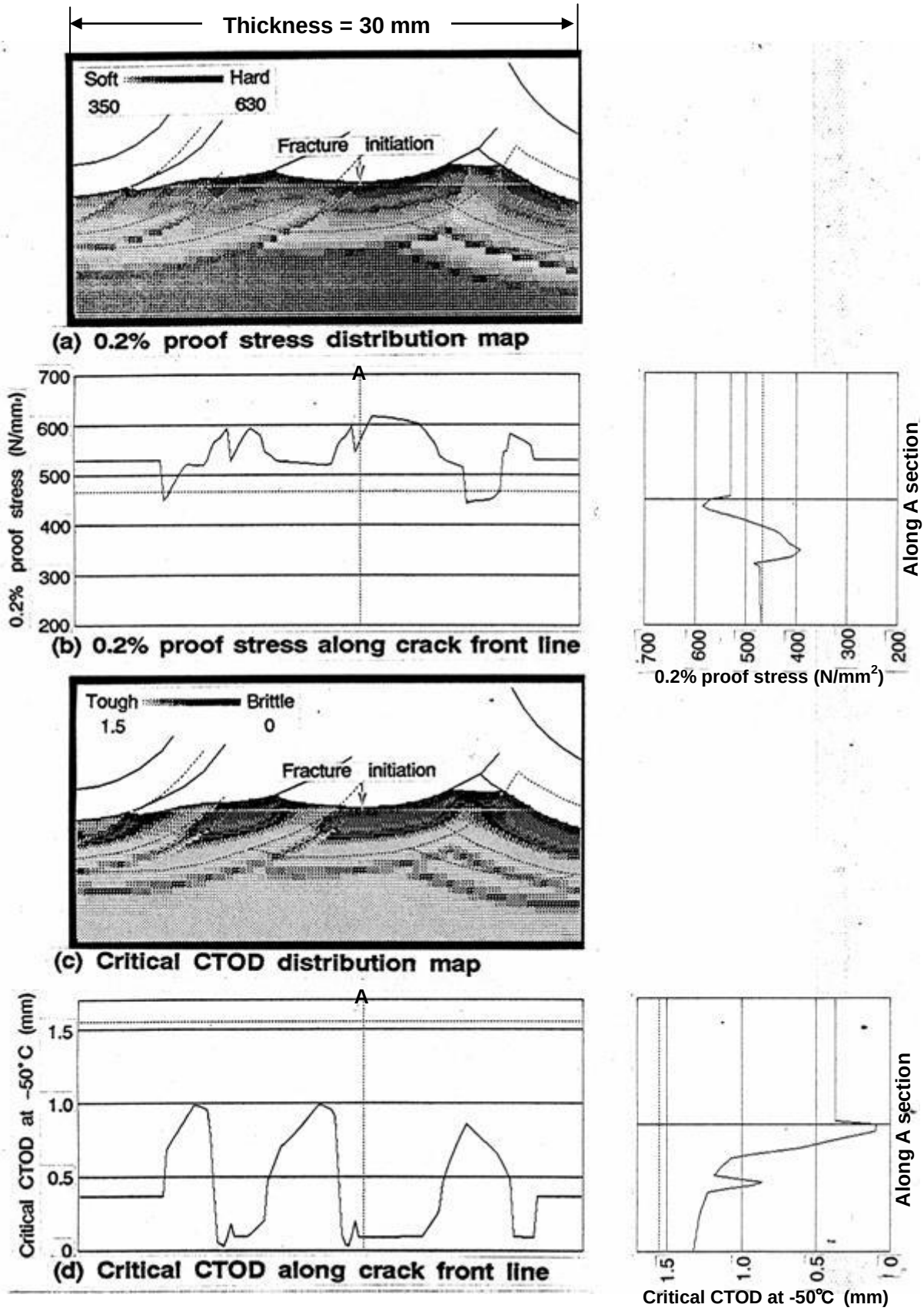


Fig. 4-11 HAZ property distribution maps for specimen No.6 (δ c=0.08 mm)

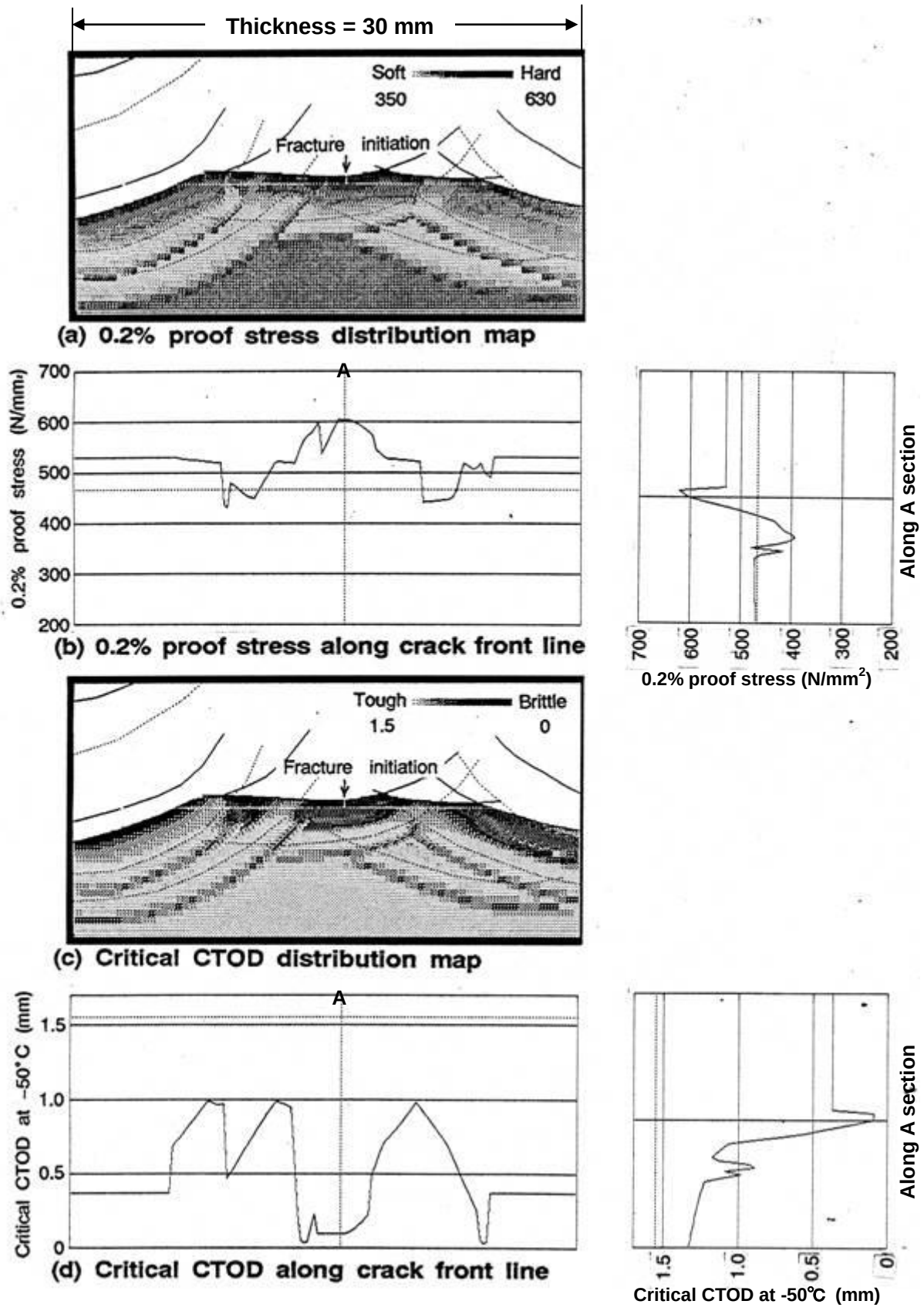


Fig. 4-12 HAZ property distribution maps for specimen No.7 (δ c=0.08 mm)

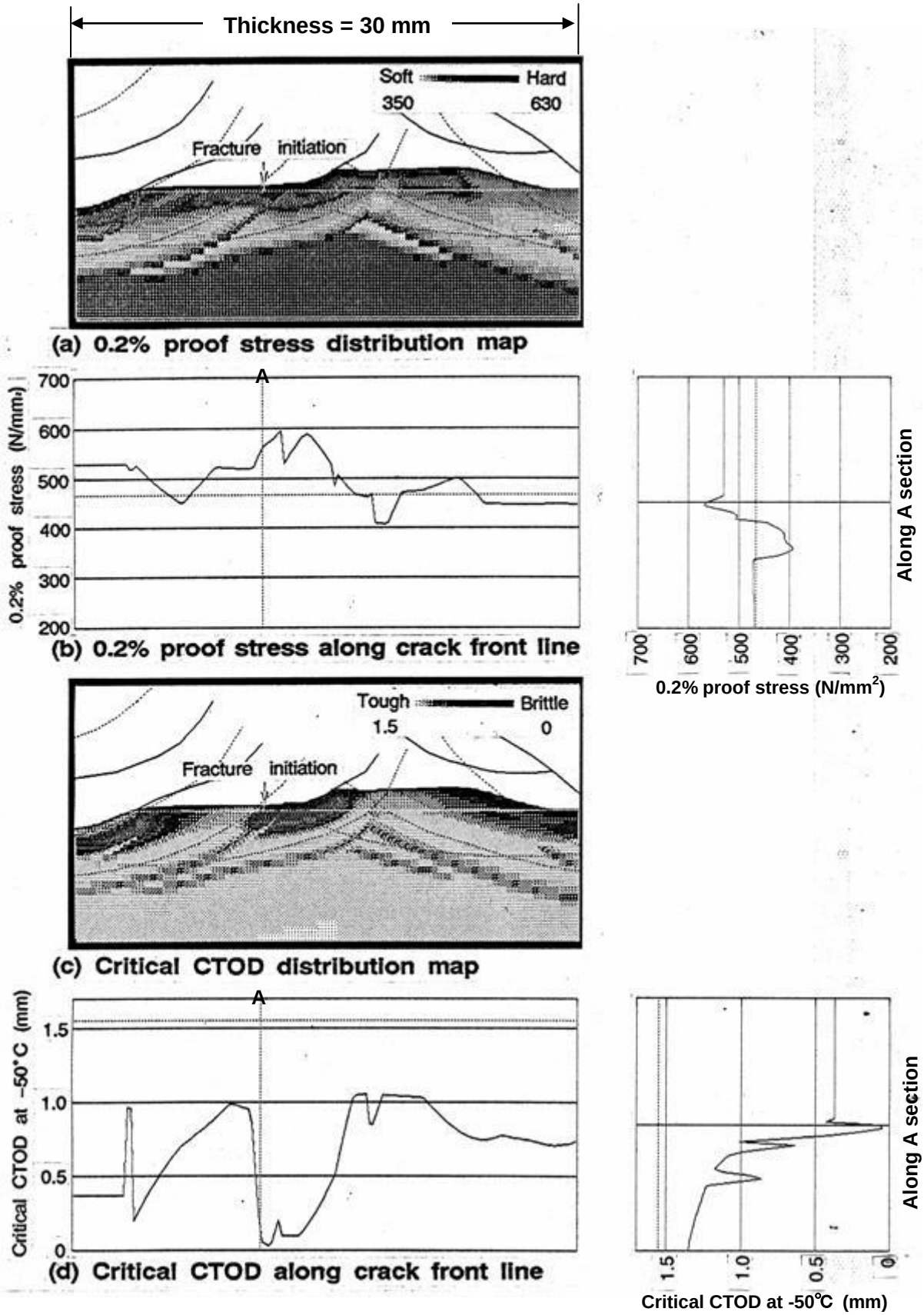


Fig. 4-13 HAZ property distribution maps for specimen No.8 (δ c=0.07 mm)

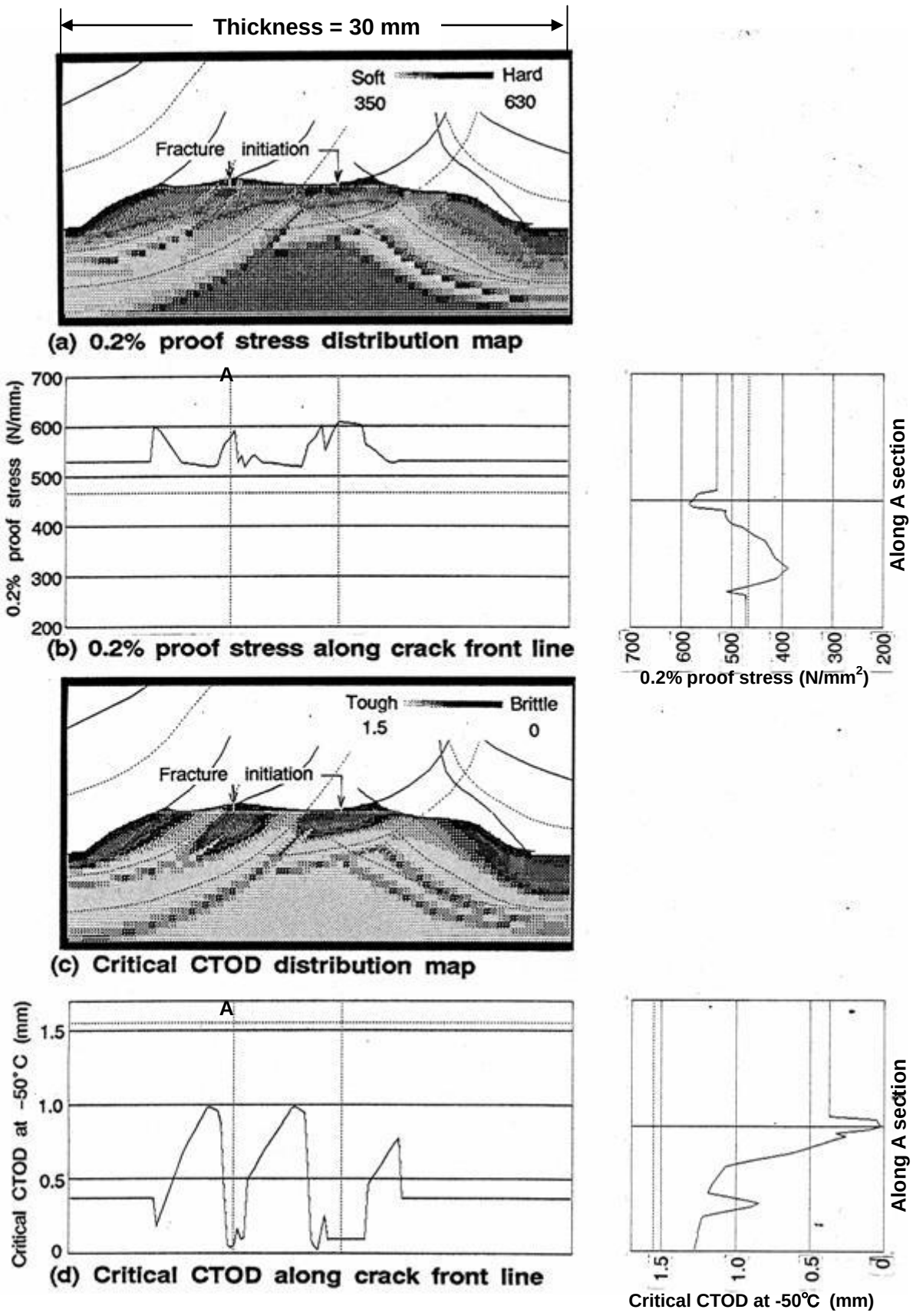


Fig. 4-14 HAZ property distribution maps for specimen No.9 (δ c=0.05 mm)

試験片 No.5～9 に対する特性分布図（Fig.4-6～4-14）から、破壊は靭性が局所的に劣化している谷部のひとつから発生し、その発生箇所が同時に耐力が高原状に高くなった領域の端に相当することを観察した。破壊が発生したこれらの靭性の低い谷部は、必ずしも靭性の最も劣化した箇所ではないが、ほとんどの場合、疲労予き裂先端線上で最も広い局所脆化領域となっていた。同様にして、0.2%耐力に関しても、破壊発生起点は最も広い局所硬化領域に位置していた。すなわち、限界 CTOD 値の低い場合の破壊発生は大きな局所脆化領域を起点としており、同時にその起点は大きな局所硬化領域の端と一致している。

Table 4-5 Estimated properties at fracture initiation points

No.	Estimated local properties at fracture initiation points						Observed critical CTOD for welded joints (mm)
	Peak temperature (℃)			Classification of micro-structure	0.2% proof stress (N/mm^2)	Critical CTOD (mm)	
	Tp_1	Tp_2	Tp_3				
1	1155	983	612	FG HAZ	482	0.93	δ u=0.92
2	1103	751	419	IC HAZ	456	0.60	δ u=0.68
3	1201	1051	578	FG HAZ	516	0.78	δ u=0.39
4	1218	683	524		528	0.18	δ u=0.22
5	1383	601	---	SCCG HAZ	621	0.09	δ c=0.17
6	1358	660	303		570	0.09	δ c=0.08
7	1261	571	393		603	0.10	δ c=0.08
8	1314	800	467	ICCG HAZ	564	0.07	δ c=0.07
9	1291 1298	751 592	422 295		577 609	0.02 0.09	δ c=0.05

南ら[23] は、マルテンサイト／母相の二相組織からの剥離特性がマルテンサイト形状に依存していることを説明するために、いくつかの形状の局所硬化域（LHZ: Local Hard Zone）に対する引張荷重下における LHZ 内・外部の応力歪分布を解析した。この解析の結果、LHZ 自体の降伏点に比べて非常に低い負荷応力下においても（母相の降伏点を僅かに上回る応力下で）、LHZ はその角部および端面部から降伏し始める一方、LHZ の内部は負荷荷重がかなり高くなっても降伏しない、という挙動を明らかにした。

以上の検討結果から、強度的不均一を有する多層溶接 HAZ からの破壊発生過程を以下のように説明できる。

HAZ の CTOD 試験片に曲げ荷重を負荷した場合、まず LHZ 周辺の軟質の組織部分から塑性降伏が始まる。しかし、LHZ の端部は周囲の軟化部の塑性変形を受けて局所的に応力が上昇し、塑性変形を強いられる。ところが、LHZ は同時に局所的脆化領域でもあるため、僅かの塑性変形に対しても抵抗できるほどの靭性を有しておらず、この LHZ の端部からき裂が発生する。

この破壊発生過程は LHZ が低い靭性レベルにある時のみ成立し、試験片 No.1～4 のように（拘束が比較的強くなる板厚中央部近傍で）疲労き裂先端線上に明確な局所脆化領域が存在しない場合には、破壊の発生は試験片の全体的な塑性変形挙動によって支配されると考えられる。

第４－５節　結論

溶接継手 HAZ 部の破壊靭性の意味を検討するために、第２章で調査した材料を用いて実多層溶接継手に対する CTOD 試験を実施した。同時に、HAZ 中のミクロ的な各組織の機械的性質を推定する方法を開発し、それによって作製した HAZ 中の性能分布図によって実継手 CTOD 試験の結果を評価した。その結果、以下の決論を得た。

（３）　実継手 HAZ 部の CTOD 試験の結果、得られた限界 CTOD のばらつきが非常に大きいことを確認した。

（４）　BS 規格等の多層溶接 HAZ 部の組織分類法に従って分類した脆化部としての CGHAZ 部のトータルサイズで限界 CTOD を整理してみると、従来から言われているように両者に相関はあるものの、CGHAZ 部トータルサイズが小さくなるに程相関は低かった。

（５）　更にミクロ的な性能の不均一の観点から検討を加えるために、第２章の再現試験結果を利用して、HAZ 内の各組織の耐力、限界 CTOD 特性をデータ補間することによって推定する手法を開発した。

（６）　その推定手法によって得られたミクロ的な耐力の分布と、マイクロビッカース試験結果から換算して求めた耐力の分布を、HAZ の一部について比較した結果、非常によい対応が得られ、ミクロ的な性能推定方法の妥当性が確認された。

（７）　開発した推定方法を用いて、実継手 CTOD 試験片 HAZ 内部におけるミクロ的な耐力、限界 CTOD 値の推定分布図を作製し、実継手 CTOD 試験結果と比較した。

（８） その結果、破壊起点は常に局所的に靭性の劣化した領域（LBZ）であると同時に、耐力の高い高原状の領域（LHZ）の端部に相当していた。ただし、その起点は、必ずしも疲労き裂線上で最も靭性の劣化した箇所とは限らなかった。すなわち、破壊は LHZ の端部が同時に LBZ となっている箇所から発生することがわかった。

（９） 破壊発生起点で推定したミクロ的限界 CTOD 値は、実継手で得られた限界 CTOD 値と比較的よい対応を示した。

（１０） 以上の観察結果から、実継手 CTOD 試験片に曲げ荷重を与えた場合、周囲の軟化部の塑性変形により塑性拘束を受けた LHZ 端部で塑性降伏が強いられ、その部分の靭性レベルが低い場合に、その箇所から破壊が発生するものと考えられた。

第５章 大入熱溶接時の熱影響部靭性を支配する組織要因

第５－１節　緒言

これまでの章における議論により、多層溶接を受ける HAZ の靭性を支配している材料組織的な要因として、オーステナイト粒径に代表される組織の粗大化度、およびフェライト以外の第二層組織として生成する M-A 組織が重要な靭性支配因子であることがわかった。しかし、溶接入熱が徐々に増加していった場合に、M-A 組織自体は溶接入熱の増加に伴って一旦増加した後、更に大入熱側では分解して減少することが報告されている[8)]。すなわち、溶接入熱の変化に伴って、HAZ 靭性劣化に対する M-A 組織の影響度が変化することになるわけである。ところが、従来の HAZ 靭性の研究おいては、その研究対象となる溶接入熱は、小入熱で多層溶接となる領域か、あるいは単層溶接になるような大入熱溶接領域か、のどちらかに限られていた。そして、前者の場合には、主に M-A 組織を中心とした組織観察、後者の場合には、主にオーステナイト粒粗大化を中心とした組織観察、が行われ、M-A 組織の分解が関与するような遷移領域での HAZ の状況をキチンと扱った事例はない。

そこで本章では、小入熱から大入熱まで溶接入熱が変化した場合の材料組織的な HAZ 靭性支配因子の変化を調査する観点から研究調査を実施することとした。

第５－２節　大入熱溶接特有の性質

実際の調査に入る前に、大入熱溶接がこれまでの議論のベースとなってきた小入熱多層溶接とどのような点で異なっているのかについて、この節で振り返って整理しておくこととする。

大入熱溶接の特徴を物理的な観点から識別してみると、小入熱多層溶接と比較して以下の３つの大きな違いが挙げられる。、これらの物理的違いに起因して冶金的にも大入熱溶接特有の変化が現れてくる。

（１）単層パス

大入熱溶接の目的は溶接効率を上げるために高溶着金属の溶接を行うことであり、それに伴って溶接層数が減少していき、最終的には１層で板継溶接を行うようになった。そのため、HAZ は次パスによる再熱を受けることがなく、HAZ の特性は最初の１熱サイクルで決まることとなる。

（２）高温長時間保持

第３章の HAZ シミュレーションで使用された再現熱サイクル、Fig. 3-3、を見ればわかる通り、大入熱溶接の場合には CGHAZ がピーク温度付近に滞留する時間が非常に長くなる。そのため、一般の炭・窒化物ばかりか、安定な TiN も溶解、ないしはオストワルド成長してオーステナイト粒成長抑制効果がほとんどなくなってしまう。このピーク温度付近でも安定な酸化物を微細分散させて [36] 何がしかオーステナイト粒成長抑制効果を利用する方法も考えられるが、基本的には大入熱溶接の CGHAZ においてはオーステナイト粒成長を抑制することはほとんど不可能であると考えた方がよい。

（３）超緩慢な冷却速度

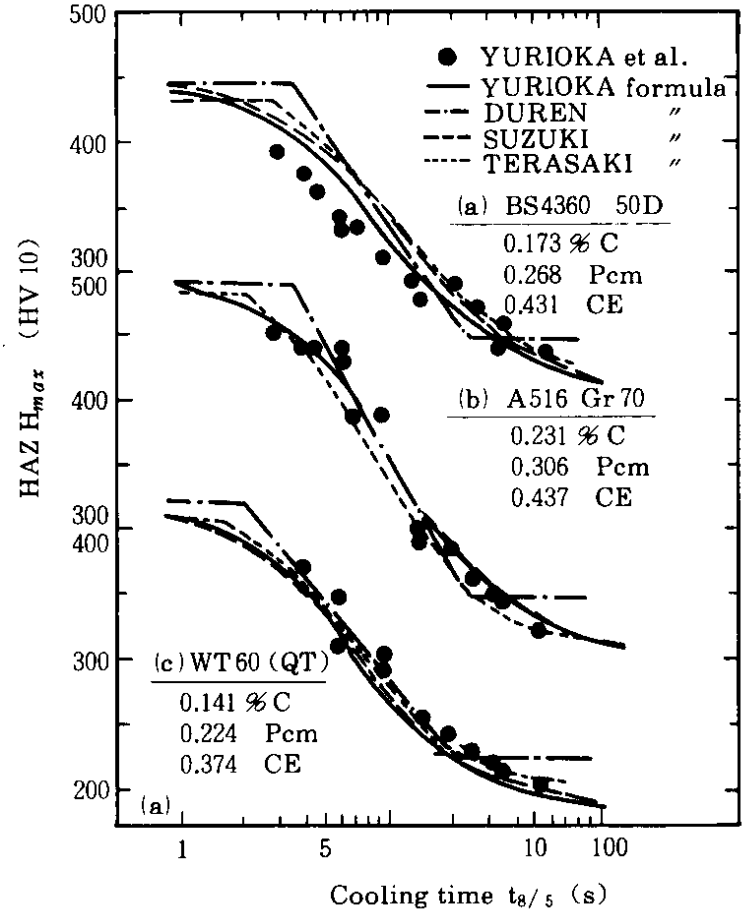


Fig. 5-1 Comparison of Hmax value between measured and predicted by four formula[76]

大入熱溶接において受ける熱サイクルは高温保持時間が長くなるのと同時に、その後の冷却速度も超緩慢になる。その結果、通常の感覚で議論するような冶金現象から離れたところの現象を想定しなければならなくなる。例えば、Fig. 5-1 は HAZ 硬さの冷却速度による変化を示した図であるが [76]、大入熱溶接時の超緩慢な冷却速度を受けた HAZ は極端に硬度が低下してしまう。このような緩慢な冷却速度を受けた場合、Fig. 5-2 に示す通り、HAZ 硬さは CE（IIW タイプの炭素当量）にほぼ比例するようになる。すなわち、大入熱溶接において HAZ 部

は母材の化学成分で決まるあるレベルの硬さまで軟化してしまうこととなる。

また、炭窒化物はピーク温度に加熱されて溶解するわけであるが、固溶したマイクロアロイ元素や炭素、窒素は再度冷却時に再析出し、少数で粗大な炭窒化物を形成することとなる。このような粗大化した炭窒化物はγ→α変態挙動にはほとんど関与しなくなると思われ、逆に介在物としてのマイナスの影響をもたらすと思われる。しかし、炭窒化物として再析出しきれずに固溶したまま残った元素自体は、変態挙動に何がしかの影響を与えると考えられる。

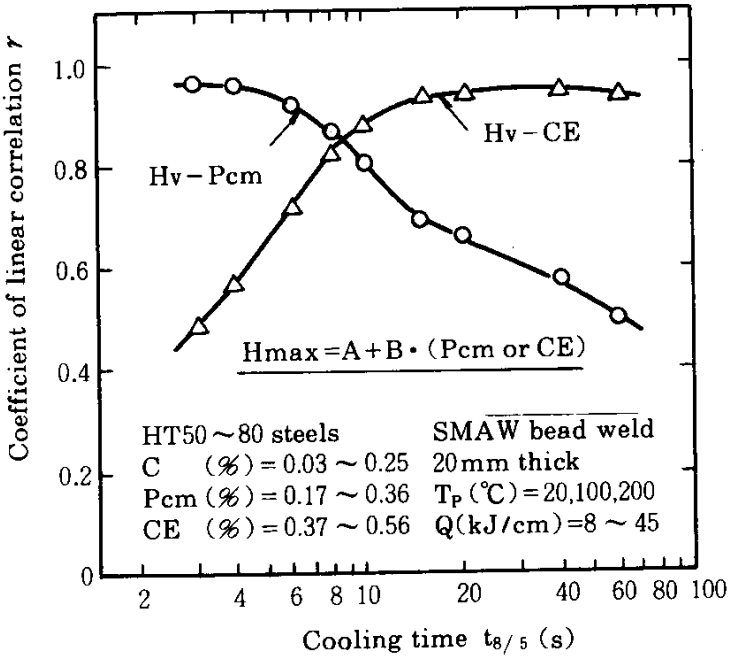


Fig. 5-2 Comparison of coefficients of linear correlation between Hmax (HV10) and carbon equivalents Pcm or CE (IIW) for high strength steels of carbon contents 0.03 to 0.25%[76)]

第１章の Fig. 2-6 に示した通り、M-A 組織の量は HAZ の冷却速度に依存し、冷却速度は非常に遅くなった場合には、残留オーステナイトがフェライトと炭化物に分解してしまい、M-A 組織が消失すると報告されている。

大入熱溶接の場合には、以上に述べたような３つの要因から通常とかなり異なった冶金的環境が生まれ、従って HAZ 靭性を支配している冶金的要因もこれまでに議論したものから遠ざかっていくと考えられる。そこで、その冶金的要因の変化を、実際の実験を通して、次節で調査していくこととする。

第５－３節　大入熱溶接時に熱影響部靭性を支配する組織要因

５－３－１　実験方法

（１）供試材料

供試材としては降伏点 320～350 N/mm^2 クラスの２種類の TMCP 鋼を用いた。Table 5-1

に供試材の化学成分を示す。ここで供試鋼 A は、第２章で小入熱多層溶接時の HAZ 中 M-A 組織調査に用いた材料に近い成分系であり、供試鋼 B は特に大入熱用に設計された材料であり、ボロンを活用してオーステナイトから再析出する BN 粒子を利用して変態後のフェライト組織を微細に制御できるような化学成分となっている。この供試鋼 B については、更に第６章第６－３節においてその成分設計の思想について詳細に説明する。

Table 5-1 Chemical compositions of tested base metals (unit: mass%)

Steel	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Nb	Ti	B	Ceq
A	0.07	0.22	1.40	0.012	0.002	0.22	0.36	0.015	0.018	－	0.35
B	0.06	0.14	1.36	0.007	0.002	0.02	0.01	0.007	0.008	0.0011	0.30

Note) Ceq = C + Mn/6 + (Cu + Ni)/15 + (Cr + Mo + V)/5

（２）再現熱サイクル試験

HAZ 組織は、供試材から採取した 11 x 11mm 断面の角状試験片に対して、高周波誘導加熱型シミュレーター試験機によって系統的に HAZ の受ける熱サイクルを付与することによって再現した。溶接入熱として、5、15、60 kJ/mm の３種類を想定して再現試験を実施した。一般の厚鋼板では、溶接入熱 5 kJ/mm では多層溶接となり、M-A 組織に起因した局所脆化域ができ易い条件となることから（第 2 章)、その代表条件としてこの溶接入熱を設定した。ただし、今回は溶接入熱の影響調査に焦点をおいているので、多層熱サイクルは付与せず、全て単層溶接を想定した単サイクルの試験とした。溶接入熱 15,、60 kJ/mm では代表的な大入熱溶接を想定しており、前者は板厚 10 数 mm の鋼板に FAB 溶接、FCB 溶接、エレクトロｶﾞｽ溶接等の大入熱溶接を適用した場合の代表的な溶接入熱であり、後者は更に厚肉の鋼板に対してエレクトロスラグ溶接を行った場合の溶接入熱を代表している。

再現する熱サイクルは、移動点熱源（仮想板厚：無限大）を仮定した Rosenthal の解析解[42)]によって求めた。計算した熱サイクルを約 20 ステップの折れ線で近似した後にシミュレーター試験機にプログラムして実行した。ただし、冷却過程で 200℃以下となった場合には、温度制御を切り止めて試験片を放冷した。実際に温度制御プログラムに使用した熱サイクルを Fig. 1 に示す。

なお、この再現熱サイクル試験方法は、第２章において用いた方法と同じものである。

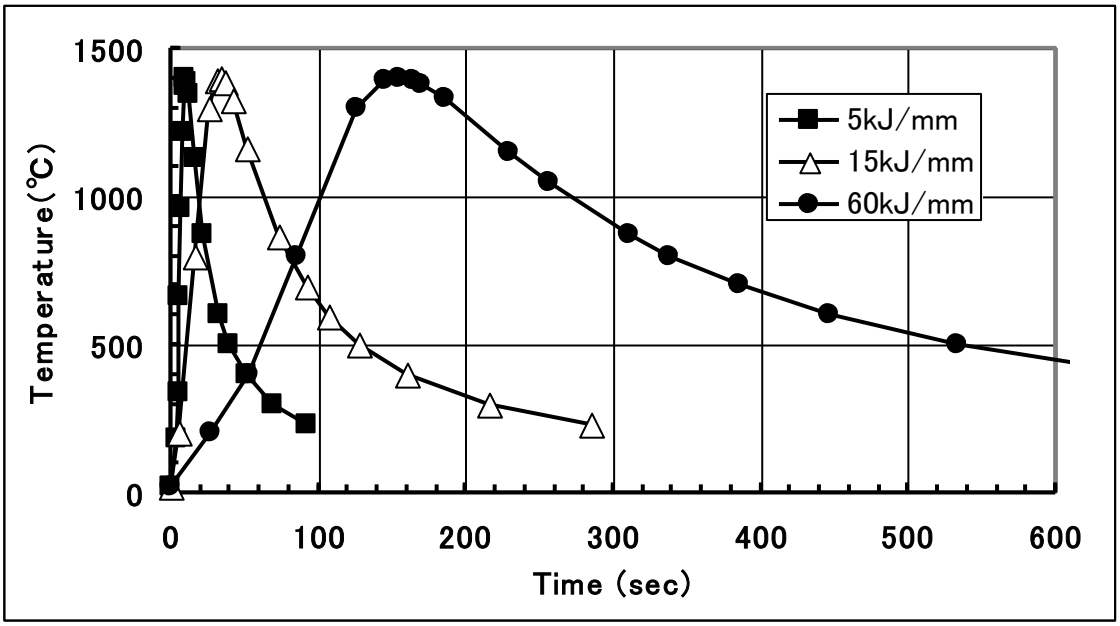


Fig. 5-3 Simulated thermal cycles

（３）組織観察

各熱サイクル後の組織は光学顕微鏡および加速電圧 20keV の SEM によって観察した。

ミクロ組織はナイタル腐食した試験片を光学顕微鏡によって観察した。旧オーステナイト粒径測定のために、JIS の方法[77]に準じてピクリン酸飽和水溶液で旧オーステナイトを優先腐食し、切断法によって粒径を計測した。

SEM による観察においては島状マルテンサイトを炭化物と区別するために、井川らの二段電解研磨腐食法[11]を適用した。更に M-A 組織の析出量を定量化するために、SEM 像を画像処理することによって、面積分率を求めた。

（４）機械的性質の測定

再現熱サイクルを付与した試験片から、硬さ試験と CTOD 試験を実施した。

硬さ試験は、熱サイクルを受けた試験片の中央断面に対して、ヴィッカース荷重 98N で実施した。断面５箇所の測定値の平均値を組織の硬さとして測定した。

再現 HAZ の破壊靭性を調べるために、熱サイクルを付与した角状試験片から Fig.5-4 に示す形状の CTOD 試験片を作成し、-50℃において限界 CTOD 値を測定した。図に示す通り、機械加工で深さ 2mm 切欠を入れた後、深さ 3.3mm 程度になるまで切欠先端に

疲労ノッチを導入した。CTOD 試験は ASTM E1290[78]の手順に従い、各試験条件毎に繰り返し数２本の試験を実施した。なお、今回使用した CTOD 試験片形状も第２章で用いたものと同一である。

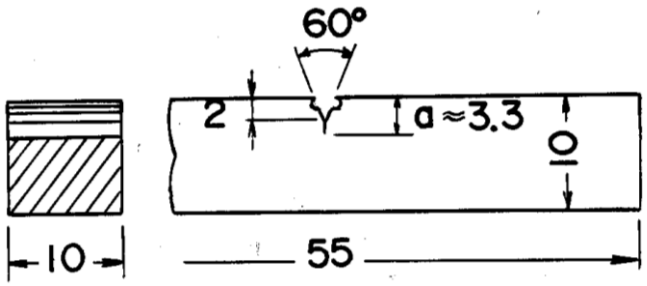


Fig. 5-4 Geometry of CTOD test specimen (unit: mm)

５－３－２　実験結果

（１）組織観察結果

Fig. 5-5 に各再現熱サイクル材のミクロ組織を示す。鋼 A では各入熱材共に旧オーステナイト粒界に沿って初析フェライトが観察される。入熱が小さい場合には旧オーステナイト粒内に上部ベイナイトが観察されるが、入熱が上昇していくに従い、アシキュラーフェライト主体の組織に変化している。一方、鋼 B の場合には、旧オーステナイト粒界からは初析フェライトは生成していない。また、鋼 A の同じ入熱量の場合と比較すると、旧オーステナイト粒内のアシキュラーフェライトの量が多く、組織がより均一化していることが判る。

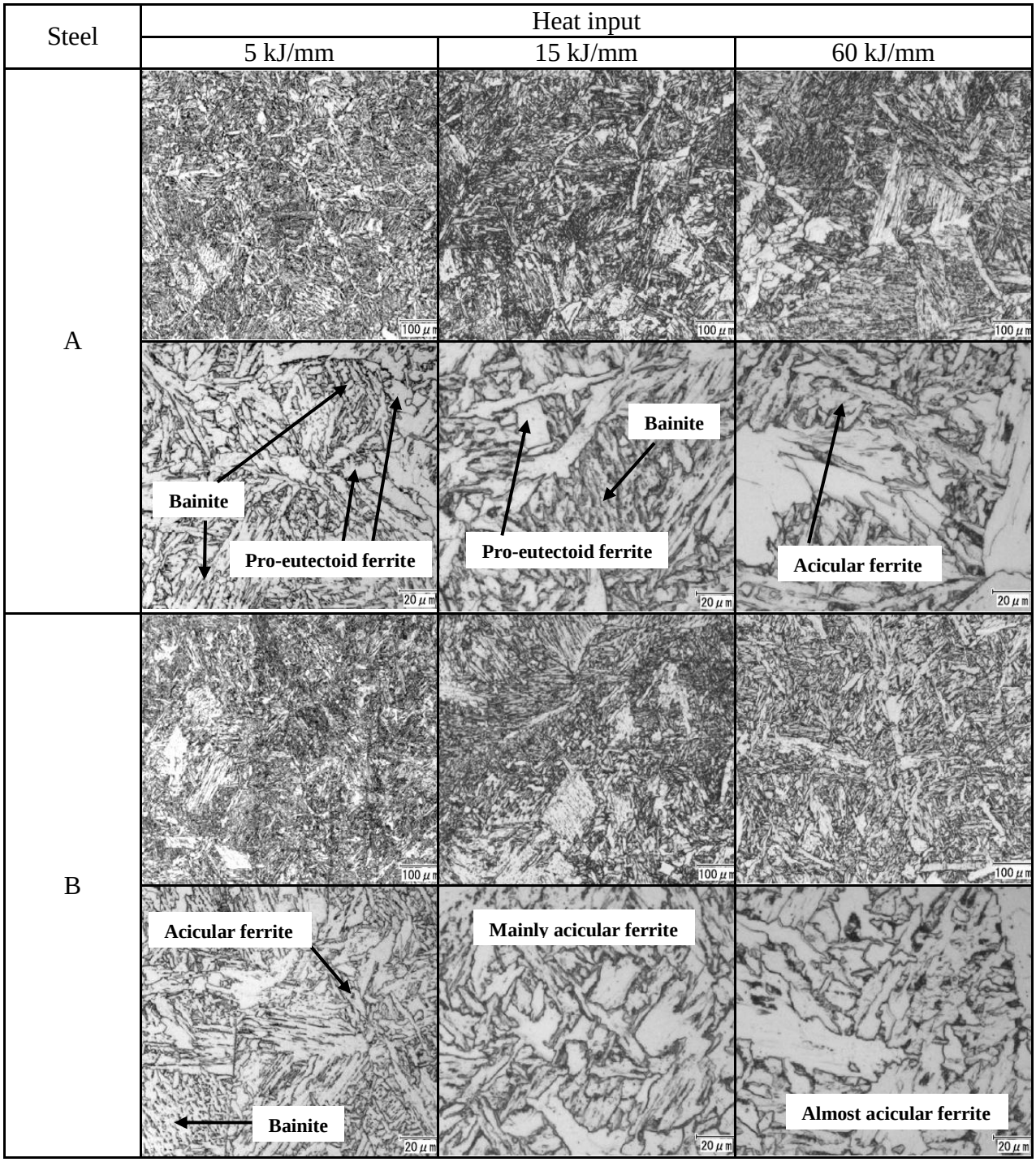


Fig.5-5 Microstructures of thermally simulated specimens

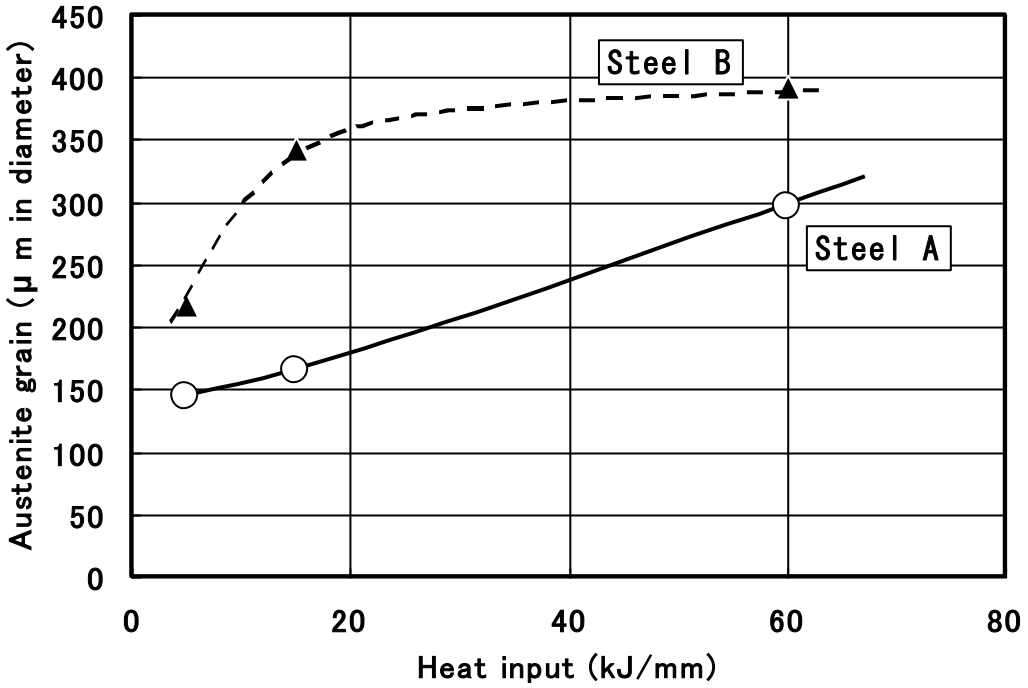


Fig.5-6 Variation of prior austenite grain sizes with heat input

Fig.5-6 は鋼 A、B に対して、旧オーステナイト粒径の入熱に伴う変化を示したものである。鋼 B の方が旧オーステナイト粒径は大きく、鋼 A との旧オーステナイト粒径差は特に 15kJ/mm の溶接入熱の場合に顕著であった。

同じ試験材の組織を二段電解研磨腐食後に観察したのが、Fig.5-7 である。特に M-A 組織形態を調査したものであるが、M-A 組織は小入熱側でのみ観察できる。

鋼 A の 5 kJ/mm の場合が最も M-A 組織が多く生成しており、M-A 組織は一部ラス状の形態となっている。入熱 15 KJ/mm の場合にも M-A 組織が観察されるが、M-A 組織は塊状となっており、ラス状のフェライトに沿って生成はしているものの全て分断していることがわかる。入熱量が 60 kJ/mm まで増加した場合には M-A 組織はほとんど観察されない。

一方、鋼 B の場合には、M-A 組織は入熱の 5 kJ/mm の場合にのみ観察できるが、それ以外の入熱量では M-A はほとんど生成していないことがわかる。

Table 5-2 は測定した M-A 組織面積分率を記録したものである。

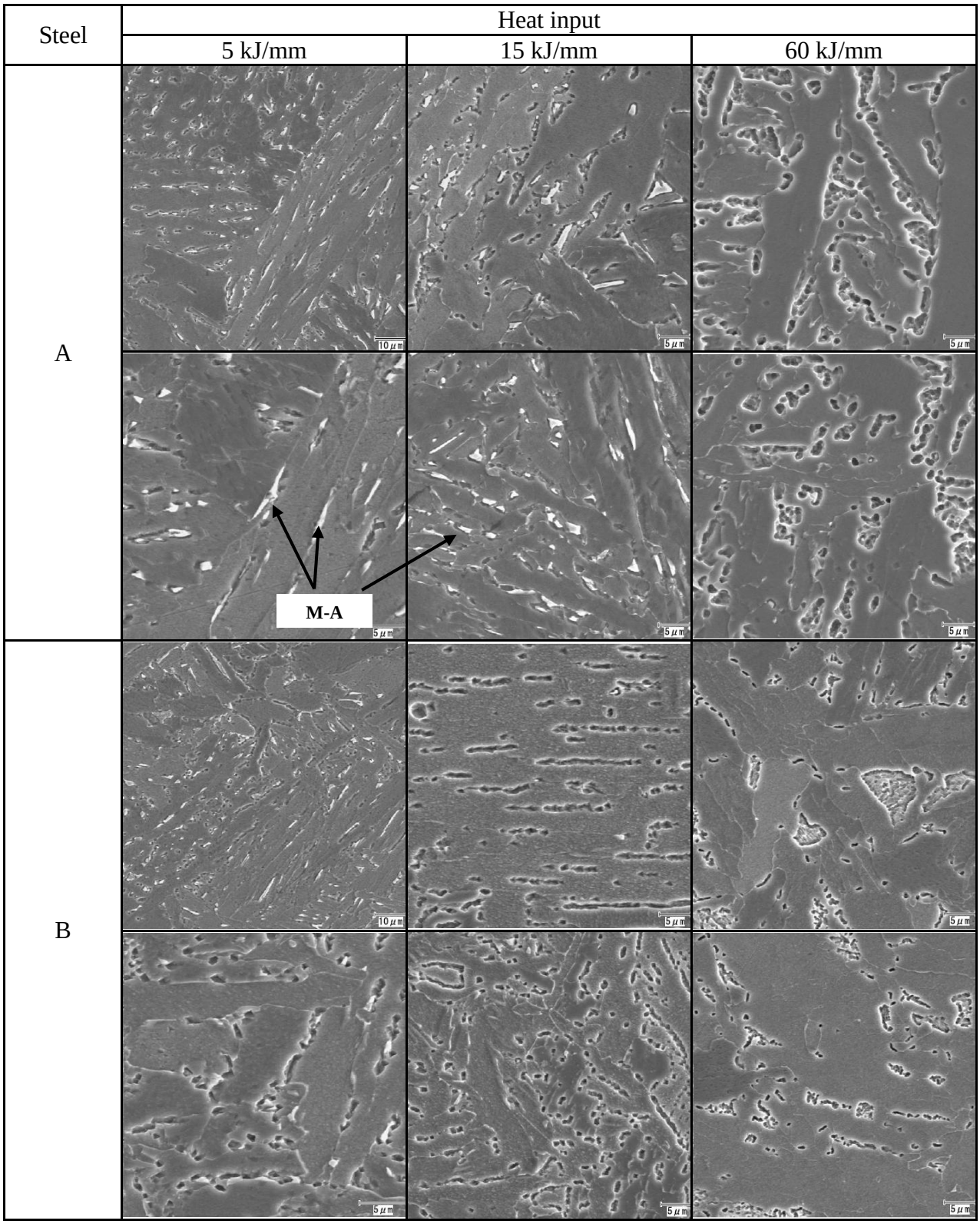


Fig. 5-7 Observation of M-A constituents by SEM

Table 5-2 Area fractions of M-A constituents

Steel	Area fractions of M-A constituents (%)		
	5 kJ/mm	15 kJ/mm	60 kJ/mm
A	1.4	1.6	0.3
B	1.1	0	0

（２）機械的性質の変化

Fig.5-8 は 98N の荷重で測定したビッカース硬さ（HV10）測定結果である。溶接入熱 5 kJ/mm においては、鋼 A、B 共にビッカース硬さは 190 近くあり、60 キロ鋼に近い強度レベルに達していると思われるが、溶接入熱の増加につれて硬度は徐々に低下している。ただし、鋼 B の場合は溶接入熱 60 kJ/mm での軟化が大きく、一般 50 キロ鋼の強度レベルに相当する硬度値まで低下している。Fig.5-5 に示した通り、鋼 B では粒内フェライトの生成が促進されており、60 kJ/mm の場合にはほぼ均一なアシキュラーフェライトとなっていることに対応するものと思われる。

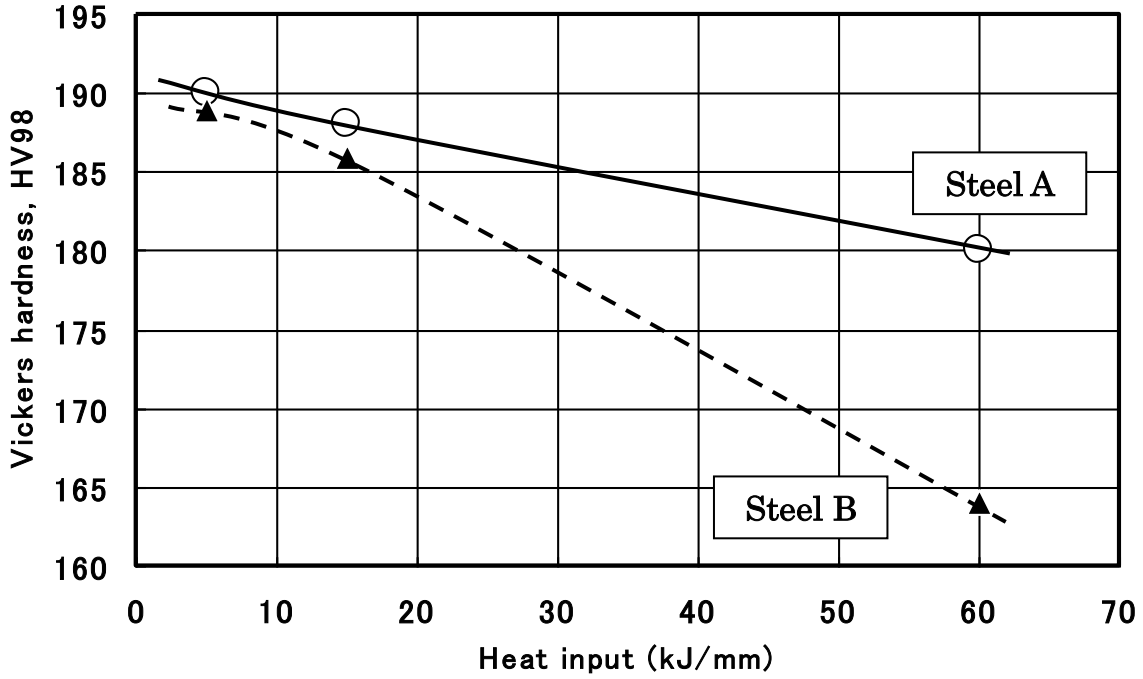


Fig.5-8 Variation of Vickers hardness with heat input

破壊靭性を調べるために-50℃で実施した CTOD 試験結果を Fig. 5-9 に示す。この図からわかる通り、鋼 A と B では再現熱サイクル材の靭性レベルに大きな差異があり、全

ての溶接入熱にわたって、鋼Bでは鋼Aに比較して高く安定したCTOD値が得られている。鋼 B の CTOD 試験では、１本の試験片を除いて全て最大荷重後に試験片が破壊しており、-50℃でも高い靭性と塑性変形能を有している（溶接入熱 60 kJ/mm の CTOD 値の低い方の試験片では、ASTM 破壊タイプ ”c” であり、降伏後ある程度塑性変形した時点で脆性的に破壊した。他の試験片は全て、最大荷重後に延性破壊を呈する、破壊タイプ “e” であった)。一方、鋼 A では、CTOD 試験片は降伏後あまり塑性変形することなく脆性的に破壊している（ASTM 破壊タイプ “a” ）。

CTOD 特性に対する溶接入熱の影響は、鋼種の影響ほど大きくないが、CTOD 値は 15 kJ/mm の時に最も高く、また 60 kJ/mm の時に最も低くなっている。基本的に溶接入熱の増加に伴う CTOD 値の低下はオーステナイト粒の粗大化に起因するものと考えられるが、Fig.7 で小入熱側で CTOD が低下している原因は M-A 組織生成に主に関係すると思われる。

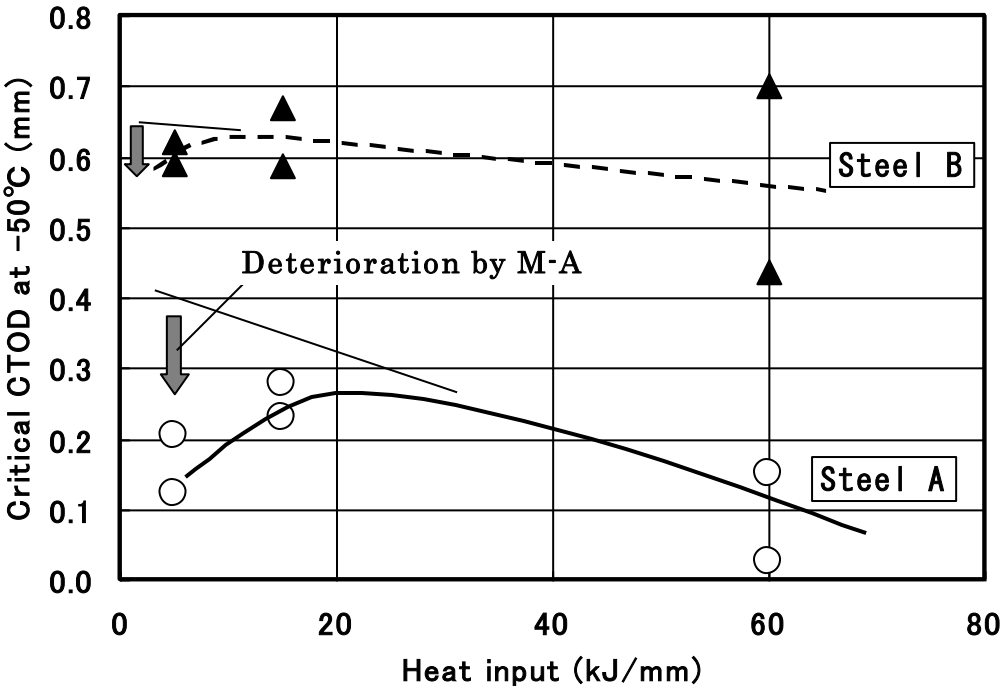


Fig. 5-9 Variation of critical CTOD at –50℃ with heat input

５－３－３　考察

以上の試験結果で得られた知見としては、M-A 組織は小入熱側でのみ HAZ 靭性の劣化に関与しており、入熱が増加するに伴って M-A 組織は消失ないしは分解し、その靭性への悪影響がなくなることがわかった。一方、大入熱の場合には、硬度、CTOD 値において鋼種間で大きな差異が生じており、粗大化したオーステナイトからの変態組織の違いに

起因していると考えられる。

そこで、大入熱溶接における変態組織要因を更に明確にするため、最終の破壊に影響する組織単位になると考えられる破面単位[55]を計測することとした。各再現熱サイクル試験片を液体窒素温度で脆性的に割断し、SEM による断面観察から JISG0551[77]の方形試験図法を用いて破面単位を計測した。

Fig.5-10 に破面単位の溶接入熱に伴う変化を示す。破面単位は旧オーステナイト粒径同様、溶接入熱の増加に伴って徐々に大きくなっているが、Fig.5-6 の旧オーステナイトの場合と異なり、鋼 A と B のサイズの順序が逆転している。すなわち、鋼 B の方が旧オーステナイトは粗大化しているが、破面単位は逆に鋼 B の方が小さくなっている。

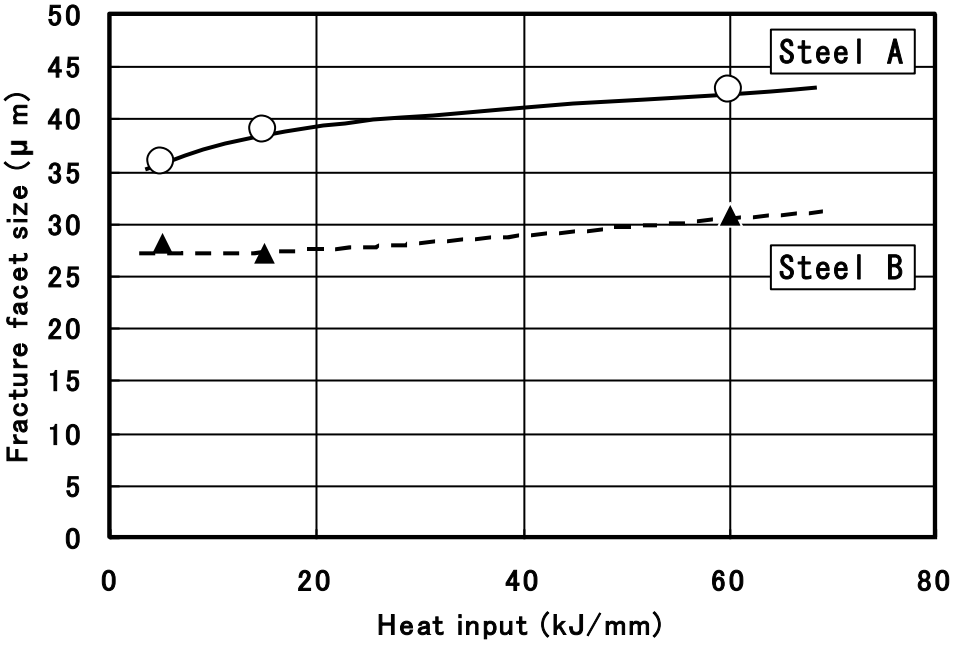


Fig. 5-10 Fracture facet size with heat input

CTOD 値と破面単位の対応を調べてみると、Fig.5-11 のようになる。鋼 A と B でデータは分離しているものの、破面単位の細粒化に伴う CTOD 値の改善傾向を表しており、破面単位が靭性を代表する良い指標になっているものと推察できる。

中西ら[6]は、再現 HAZ の限界 CTOD 値（最低値）$\delta c=0.25$mm となる温度、$T\delta_{c=0.25}$、と破面単位との間に強い相関があることを見出し、鋼種に関係なく、次式（5-1）の関係を得ている[7]：

$$T\delta_{c=0.25}\ (℃) \propto -10 \cdot d_f^{-1/2} \qquad (5\text{-}1)$$

ここで、d_fは破面単位（mm）を示す。

Fig.5-11 の関係は、式（5-1）の関係を限界 CTOD 値に焼き直したものと考えられ、鋼種に関係なく、破面単位の-1/2 乗に比例して限界 CTOD が変化すると解釈し得ることを示している。

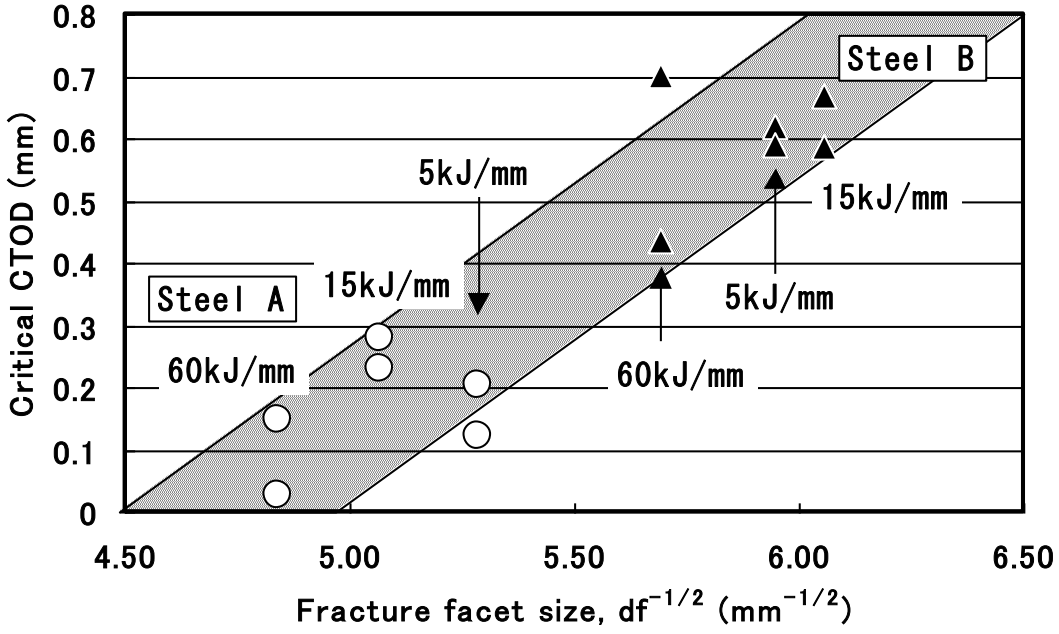


Fig.5-11 Critical CTOD vs. fracture facet size

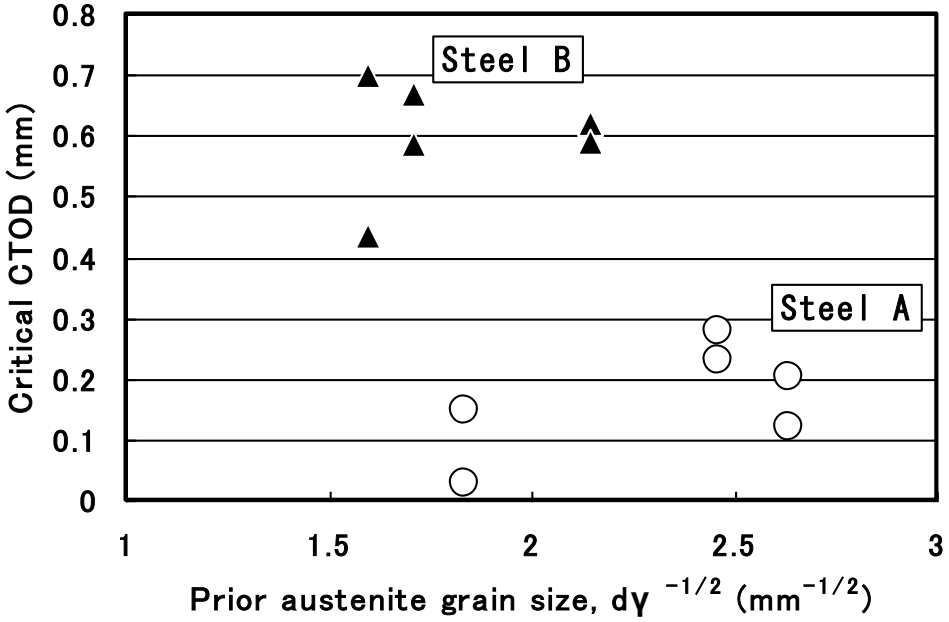


Fig.5-12 Critical CTOD vs. prior austenite grain size

一方、CTOD 値と旧オーステナイト粒径との関係をみてみると、Fig.5-12 に示す通り、両者の相関は非常に弱く、かつ鋼種によって明らかに異なるバンドに分離してしまう。すなわち、CTOD 試験片はオーステナイト粒径に依存した単位で破壊が進展しておらず、特に溶接入熱が大きくなった場合には、変態後の組織に旧オーステナイトの粒界、結晶方位、等の特徴が継承され難いことを表しているものと考えられる。

従来の研究[6)]では、HAZ 靭性に対して破面単位と同時に M-A 組織の影響も大きいことが報告されているが、今回の試験結果では M-A 組織の影響は明確に現れていない。その理由は、今回の条件では生成する M-A 組織量が非常に少ないことも影響しているが、Fig.5-7 で観察した通り、M-A 組織は入熱の小さい 5 kJ/mm の場合のみラス状に生成している。この場合は、軟相のフェライト地は硬相のラス状 M-A 組織に拘束されて塑性変形し難い状態になっているものと考えられる。一方、それ以外の入熱では M-A が生成したものでも塊状に離散的に分散しており、フェライト地は M-A 組織の存在に影響されることなく、容易に塑性変形でき、CTOD 試験結果が改善しているものと思われる。すで第２章で示した通り、M-A が板状あるいはラス状に生成した組織は M-A 量によって靭性が顕著に変化するが、M-A が塊状に生成した組織の場合には M-A 量の靭性に対する影響は極めて緩慢となる。このような、M-A の量、形態の影響を考慮すると、Fig.5-9 の中で M-A の影響が現れている条件は、A 鋼の入熱 5 kJ/mm の場合のみであると考えられる。

第５－４節　結論

降伏点 320～350 N/mm^2 クラスの TMCP 鋼において、溶接入熱の増加に伴う HAZ 中の M-A 組織形態の変化、そして HAZ 靭性への影響について調査した結果、以下の結論を得た。

（１）HAZ における M-A 組織は小入熱の場合にのみ生成し、入熱の増加に伴って消失した。ただし、その消失する時期は鋼種の影響を受けた。

（２）オーステナイト粒径は、溶接入熱の増加に伴って単調に粗大化した。

（３）溶接入熱の変化に伴う HAZ 靭性へのこれら要因の影響として、オーステナイト粒径は溶接入熱に伴い単調に粗大化する。ただしオーステナイト粒の HAZ 靭性に対する影響は明確ではなかった。一方、M-A 組織はそれが生成する小入熱の場合においてのみ HAZ 靭性劣化に関与し、小入熱の場合のみ、M-A 組織生成に伴うと考えられる HAZ 靭性の劣

化が観察された。

（４）溶接入熱と M-A 組織消失の時期が鋼種の影響を受けるのと同様に、溶接入熱とオーステナイト粒の関係も鋼種により多大な影響を受ける。その結果、M-A 組織の関与の薄い大入熱溶接の場合においても、異なる鋼種に対して HAZ 靭性をオーステナイト粒径で一律に整理することはできない。この場合、オーステナイト粒径に代って破面単位を用いると、異なる鋼種に対しても靭性を一律に整理できる。

（５）本来、HAZ 靭性は破面単位以外に M-A 組織の影響を受けるが、今回の試験条件では M-A の生成量が少なく、その影響が明確に現れているのは、一部の小入熱の場合のみであった。

（６）特に大入熱となった場合には、M-A 組織、あるいはオーステナイト粒径は HAZ 靭性を評価する尺度とはならず、破面単位が靭性を代表する主要な尺度となる。

第６章　溶接熱影響部の靭性を向上させるための成分設計手法

第６－１節　緒言

前章までの研究で、HAZ 靭性が鋼材、溶接条件に如何に影響されるかということについて色々な視点から調査を行ってきた。すなわち、第２章では HAZ 靭性劣化の主因のひとつである M-A 組織に焦点を当てて調査し、M-A 組織がどのような条件で生成し、形態がどのように変化するか、といったことについてその特徴と HAZ 靭性への影響の仕方について明確にした。また第３章においては、M-A 組織生成に最も影響の大きなマイクロアロイ元素の溶接熱サイクル中のダイナミックな形態変化について調査し、マイクロアロイが析出物となった時のオーステナイト粒成長抑制効果と固溶した時の M-A 組織生成助長効果とを推測するための、冶金的な一部の基礎現象を明らかにした。そして第４章では、実際の多層溶接継手の HAZ からの破壊がどこから発生して破壊靭性がどのようにして決まるかということについて調査し、M-A 組織によって生成した LBZ の分布形態が破壊発生点に与える選択性に対する指針を得ることができた。更に、第５章においてはもっと実用的な見地から溶接入熱の影響に焦点をあて、オーステナイト粒、M-A 組織、そして結果としての HAZ の破壊靭性、および材料、溶接入熱の関係について調査した。その結果、大入熱溶接の場合には、溶接入熱の増加に伴って M-A 組織生成量が減少するために M-A 組織の影響度は低下し、HAZ 靭性は、旧オーステナイトからのフェライト変態を如何に均一分散化するかにかかっていることが判明した。

本章においては、以上の基礎調査で得られた知見を応用し、実用的な観点から、鋼材の HAZ 靭性を向上させる成分設計手法について検討を行った。しかし、第５章の結果からも明確になった通り、溶接入熱が小さく多層溶接となる場合と、溶接入熱が大きく単パス溶接となる場合とでは、HAZ 靭性を支配している因子が異なっている。そこで、両者それぞれに対する鋼材設計手法が異なることから、それぞれの場合を別個に扱って議論していく必要がある。溶接入熱が比較的小さく、多層溶接が適用される代表的な鋼材は海洋構造物用鋼材であり、それに適した成分設計手法についてまず第２節で検討した。一方、大入熱溶接が適用される代表的な鋼材としては LPG 船用鋼材を選定し、そのための成分設計手法については、第３節において検討した。

第６－２節　多層溶接時に溶接熱影響部の靭性を向上させる成分設計手法

海洋構造物はその建設において小入熱の溶接施工が実施される代表的な構造物である。その理由は極厚の複雑な形状をした鋼材を溶接組み立てするために、自動溶接の適用が難しく、大部分が手溶接ないしは半自動溶接となることから、溶接品質の確保を重視するために溶接入熱を制限したものと思われる。例えば、北海における固定式海洋構造物建設に対する規定 [79]の中では、SMAW（被覆アーク溶接）の場合には 3 kJ/mm、SSFCAW（セルフシールドアーク溶接）の場合には 1.5 kJ/mm、の溶接入熱を越える場合には、基礎となる技術的なデータおよび適正な品質保証体制に関して特別認定が要求されている。溶接施工者はこれらの書類と共に、実際の溶接施工試験によって、これらの入熱を越えることの正当性を認めてもらうことが必要となる。このような規格上の規定もあり、海洋構造物では小入熱の多層溶接が施工法の主流となっており、鋼材としては本論分の前半で論じた M-A 組織による HAZ 靭性劣化が大きな課題となってくる。

主に第２章で調査した通り、小入熱多層溶接 HAZ の靭性は、M-A 組織の形態と量に支配される。そこで海洋構造物用鋼材の HAZ 靭性対策は、M-A 組織制御法にほぼ集約されることとなる。そこでまず、M-A 組織の生成量を低減させる方法について考えてみる。

第３章の Fig. 3-2 で示された通り、C、 N、Si、そしてマイクロアロイである Nb、V 等の元素が特に M-A 組織の生成を促し、HAZ 靭性を劣化させることから、これらの悪影響の大きな元素を低減する必要がある。しかし、これらの元素は、同時に母地の強度上昇効果も大きく、鋼中の添加量を低減するためには他の方法で鋼を強化しないと鋼材強度が不足することとなる。そのために最も有効な手段は TMCP 法であり、鋼材圧延中の圧下を強化することによって結晶粒径を微細化し、α変態点近くで鋼材の冷却速度を高めることによって（変態温度が低下し、）変態組織が増加し、添加元素による固溶強化に頼らずに鋼を強化することができる。しかし、TMCP 法によって過度に鋼材を強化しても、再加熱される HAZ では、鋼材の化学成分によって決まるある強度レベルに逆戻りしてしまう。すなわち、HAZ 軟化の非常に大きな鋼材となってしまい、構造用鋼材としては不適切なものとなる。そこで TMCP に加えて更に M-A 組織の生成を抑制する手段を講じることが望ましい。その手段のひとつとして、鋼中の Al 量を低減する手法が考えられ

る。

深田ら[80]は、低炭素鋼 HAZ の CTOD 値が低 Al 化によって改善することを見出し、その原因に関して調査を行った。グラファイトを埋め込んだ再現熱サイクル試験片を作成し、最高加熱温度 1200～1350℃の単層溶接熱サイクルを付与した後、炭素の鋼中への拡散度合いを硬度分布と EPMA による炭素の線分析によって調べた。その結果、Fig. 6-1～6-2 に示す通り、低 Al 化によって鋼中への炭素の拡散が促進されていることを確認した。そのため、低 Al 鋼ではα変態において、γ相中での炭素拡散が速くなり界面での炭素濃度が低下することから、γ→α変態が促進される結果、M-A 組織の生成が抑制されると結論づけている。

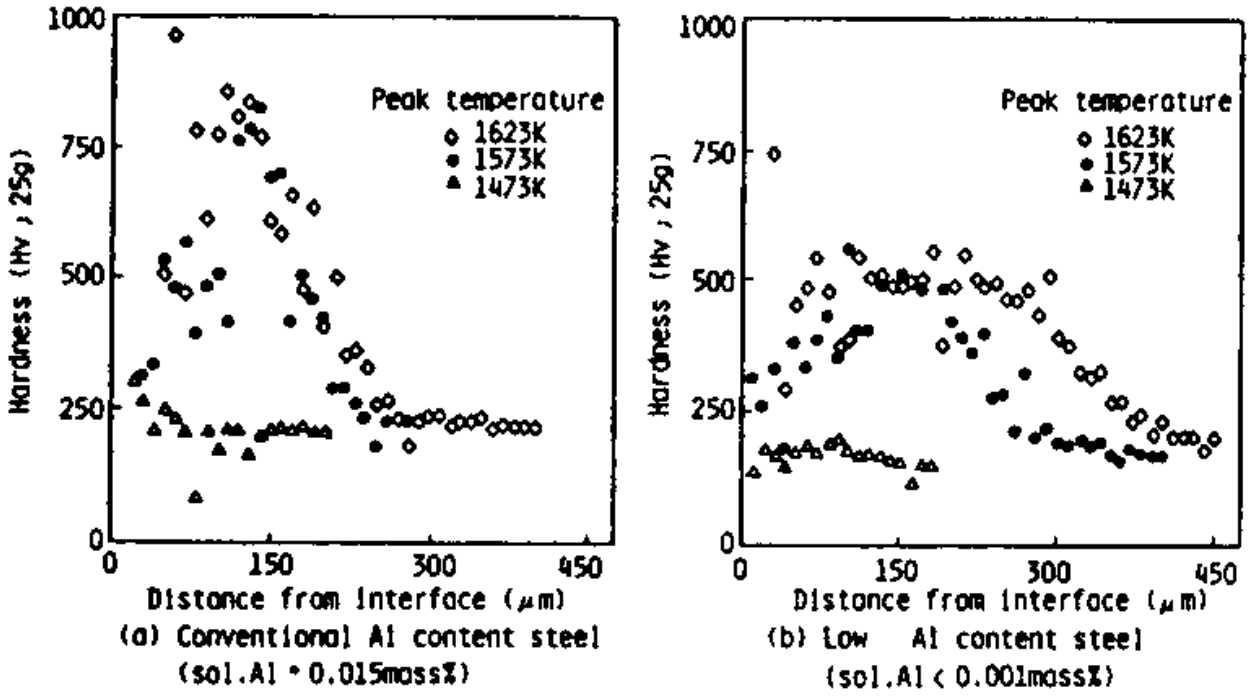


Fig. 6-1 Hardness distribution adjacent to interface[80]

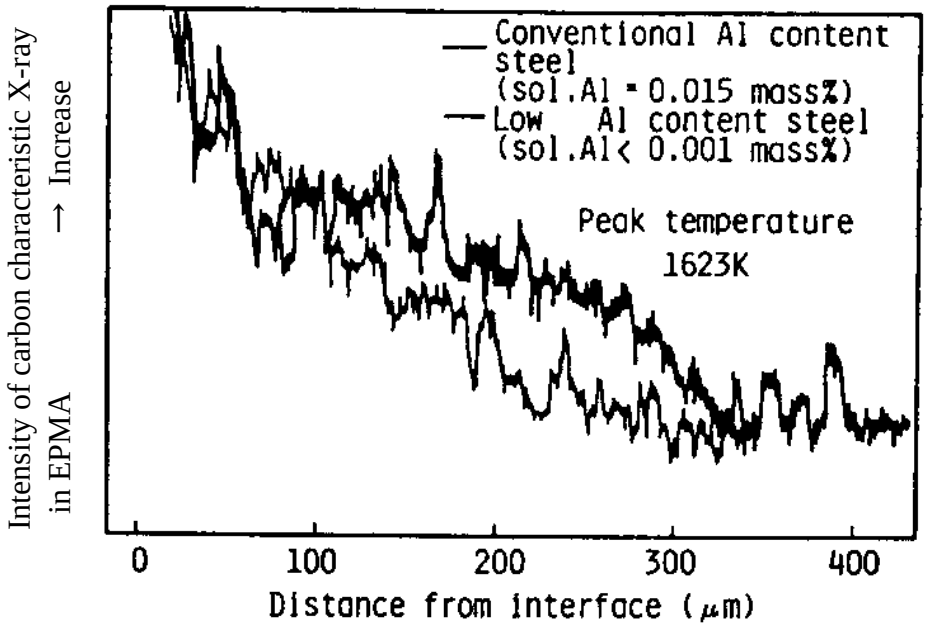


Fig. 6-2 Carbon profiles adjacent to interface [80)]

次に M-A 組織の形態を制御するという観点から HAZ 靭性を改善する手法について考えてみる。

第２章で明確になったように、M-A 組織でも上部ベイナイト変態に伴って生成するラス状の M-A 組織が HAZ 靭性を極端に劣化させる。そこでまず、上部ベイナイト変態をできる限り抑制する成分系を選ぶことが必要であり、上記の TMCP を活用して低 C、低 Si 化した鋼材を使うことは、この観点から有効な手法となるものと考えられる。他に上部ベイナイト変態を抑制する手法として、HAZ 再加熱時のオーステナイト粒径を微細化する方法が考えられる。溶接入熱の小さい海洋構造物の溶接においては、やはり TiN 析出物を利用した HAZ 中オーステナイトの粗大化抑制が有効である思われる。ただし、第３章で調査した通り、再加熱時に再固溶する余分な Ti がないようにすることが必要であり、微量の Nb との複合添加を利用した母材中の Ti-Nb 炭窒化物微細分散化を促進することが有効であろう。

以上の成分設計コンセプトに則って実際の海洋構造物用鋼板の設計を行った。1994 年に建設の始まった SHELL 社の MARS TLP (Tension Leg Platform)用厚板として開発を要請され、対応したものである。ここで、TLP とは、Fig. 6-3 に示すような深海開発用の海洋構造物であり [81)]、Tendon と呼ばれる長い鋼管 Leg に若干の張力をかけることによって、

波浪に対する上部構造の揺れを少なくして安定させたものである。

北アメリカのメキシコ湾岸においては、20 世紀末頃から海洋開発が盛んに行われており、SHELL 社は AUGER と呼ばれる TLP に続いて、MARS、RAM-POWELL、URSA、BRUTUS といった TLP を次々と建設していった。その度に世界の深海用開発の記録が塗り替えられていった。MARS は SHELL 社の２基目の大型 TLP であり、深海の波浪と海上での風圧に耐える必要性から新しい技術導入が要求され、その構想の中で４インチ厚の高性能厚鋼板開発が要請された。

Fig. 6-3 Structure of TLP[81)]

これらの TLP 用厚鋼板はその適用個所によって、Critical、Special、Primary、Secondary、Tertiary といったクラスに分類されており、靭性レベル、品質管理レベルは各クラスによって異なるが、低予熱で溶接ができるような良好な溶接性がすべてのクラスに対して要求された。そのため、API 2W[82)]に準じた TMCP 鋼が全てのクラスに適用された。更に Critical クラスの鋼板には API RP2Z[44)]に準じた HAZ-CTOD に関する認定試験が必要とされたので、上述の小入熱多層溶接用 HAZ 対策用成分設計を試みた。目標とされた特性は以下に列記した内容である：

（１） API RP2Z に規定された全ての溶接入熱条件において、規定以上の高い HAZ-CTOD 靭性を-10℃において確保し得ること。

（２） 母材のシャルピー遷移温度が-80℃以下となること。

（３） 低予熱の溶接施工を可能とするような高い溶接性を有すること。

Table 6-1 Representative chemical composition for 3” Grade 60

C	Si	Mn	P	S	Nb	Ti	Other elements	Sol.Al	Pcm
0.07	0.13	1.51	0.003	0.002	0.01	0.01	Cu, Ni, etc.	0.009	0.18

Note: Pcm= C + Si/30 + Ni/60 + (Mn + Cu + Cr)/20 + Mo/15 + V/10 + 5B

これらの性能を満足させるために、低 Pcm－低 Al－微量 Nb・Ti をベースとした成分系を選定した。代表的な化学成分例を Table 6-1 に示す。C、Si、Al を低く抑えることによって HAZ 靭性の改善を図り、最小限の微量 Nb－Ti の最適量添加によって TMCP 鋼の母材強度と低温靭性の両立を指向した。勿論、TMCP による製造方法においても高度な製造管理が必要とされることから、鋼材グレード・板厚毎に TMCP 条件を細かく設定・管理した。特に厚肉材に対しては以下のような冶金的効果を重視して製造管理にあたった。

（１） 制御圧延開始前の工程におけるオーステナイト粒の細粒化により、母材靭性を向上させる。

（２） 適切な温度・板厚範囲における十分な累積圧延ひずみを制御圧延で確保し、特に板厚中央部の組織微細化を図る。

（３） 圧延ひずみを受けたオーステナイト粒を完全に再結晶させた後に加速冷却処理を行い、強度と延性のバランスを高める。

前述した通り、MARS-TLP 用の Critical クラスの厚鋼板には API RP2Z に準じた HAZ-CTOD 性能を実証する認定試験が必要とされるが、SHELL 社の要求は API 2Z よりも厳しいものであった。当時の API RP2Z[83)]では 1.5～4.5 kJ/mm の溶接入熱をカバーするような３種類の溶接入熱での試験が規定されていたが、SHELL 社の要求では最低溶接入熱量が 0.7 kJ/mm とされた。その理由はセルフシールドの FCAW で、溶接最低入熱がこのようなレベルになるためであった。溶接入熱が低下すれば、材料の受ける熱サイクルは非常に急峻なものとなり、冷却速度が上昇する。その結果、HAZ 部でベイナイト変態が促進され、多層溶接後の HAZ 靭性は劣化しやすくなる。更にこの 0.7 kJ/mm の溶接では溶接層間温度を室温とし、逆に溶接入熱 4.5 kJ/mm の場合には 250℃以上にするように規定された。すなわち海洋構造物用厚板の溶接に適用する溶接入熱範囲で、限界となる

最速の冷却速度から最緩慢な冷却速度までをカバーする溶接条件で鋼材 HAZ 部の靭性を評価するのが、この認定試験の狙いである。なお、この小入熱での認定試験方式は後の API RP2Z の改訂時（2005 年度版）[44] に採用され、現在では当時の SHELL 方式が API 標準の試験方法となっている。

API 2W のグレード 50 に対しては 4 インチ厚（101.6 mm）まで、グレード 60 に対しては 3 インチ厚（76.2 mm）までの認定試験を実施した。Table 6-2 はそのそれぞれのグレード最大厚での鋼板の母材性能調査結果を示したものである。Pcm 値 0.18%以下、炭素等量値 0.39%以下の HAZ 靭性用に設計した低 C 材に対して、上述した TMCP 法を適用して製造されており、母材性能は目標を十分に満足するものであった。

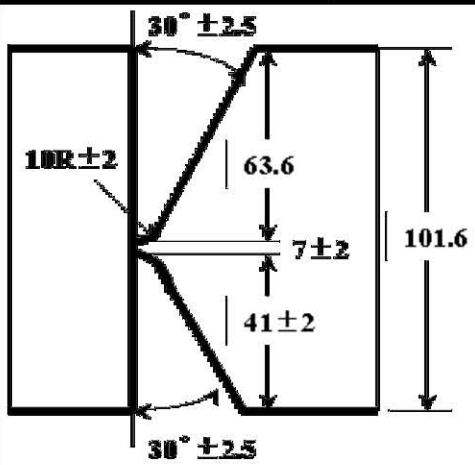
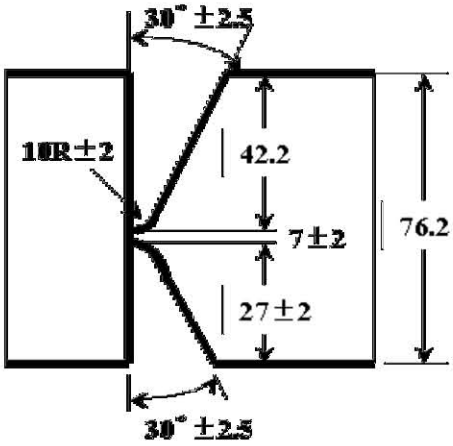
Table 6-2 Base metal test result

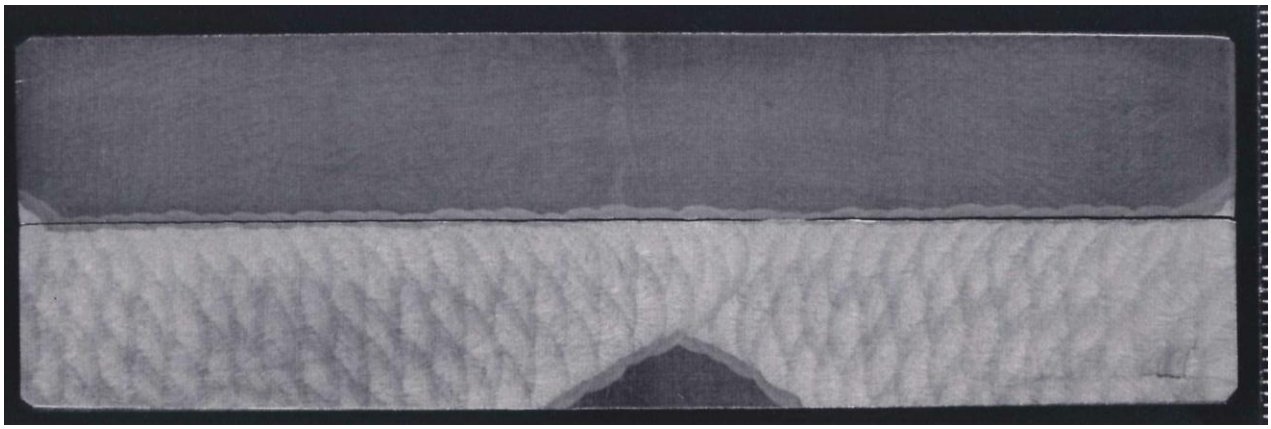
Test Items		4” Gr. 50		3” Gr. 60	
		Test Result	API 2W	Test Result	API 2W
Tensile Test	Yield strength, N/mm^2	381 – 413	345 – 483	441 – 458	414 – 586
	Tensile strength, N/mm^2	496 – 530	448, min.	537 – 551	517, min.
	Elongation, %	27 - 34	23, min.	30 - 35	22, min.
Charpy Test	$_{V}E_{-40℃}$, Joule	411 – 419	41, min.	350 – 396	48, min.
	$_{V}Trs$, ℃	-89	---	-97	---
Z-Tensile Test	Reduction of area, %	75 - 77	(30, min.)	65 - 72	(30, min.)
DWTT	NDTT, ℃	-65	---	-90	---
CTOD Test at –30℃	Critical CTOD, mm	1.14, min.	---	1.69, min.	---
5% Strain Aging Test	Charpy $_{V}E_{-40℃}$, Joule	241 – 380	(41, min.)	229 – 260	(48, min.)
	NDTT, ℃	-60		-70	

Note: ( ) indicates the Supplementary Requirement in API 2W.

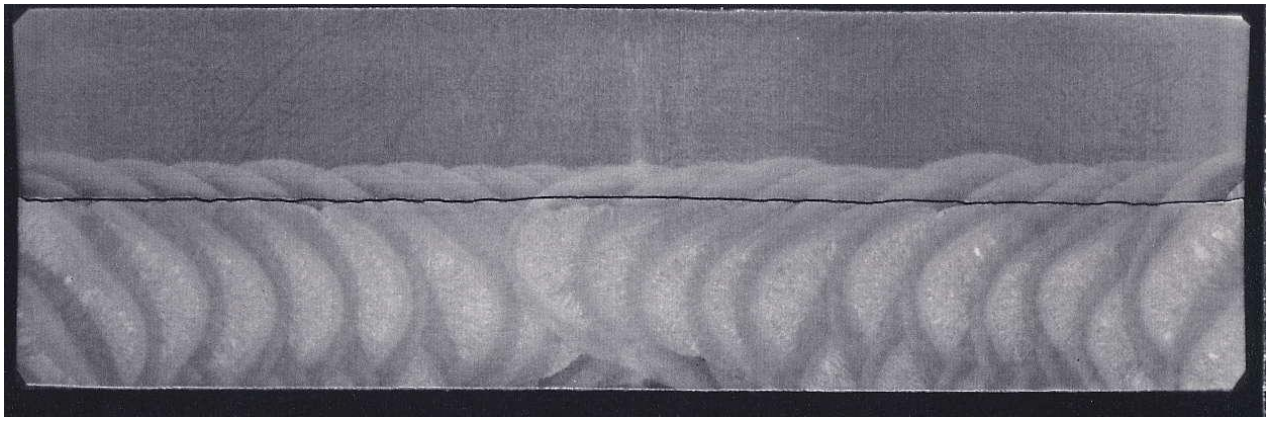
HAZ 靭性調査のための溶接継手は API RP2Z の規定に準じ、K 開先継手を作成して実施された。Table 6-3 はその溶接継手製作条件を示したものである。HAZ 靭性は垂直側の fusion line 部分において、シャルピー試験と CTOD 試験によって評価した。Fig. 6-4 に代表的な HAZ－CTOD 試験片の断面割断後のマクロ組織を示す。

Table 6-3 Welding conditions for 4” Gr. 50 and 3” Gr. 60

Heat Input	Low	Middle	High
Welding Method	GMAW	SAW	SAW
Groove Shape	 4" Gr. 50		 3" Gr. 60
Welding Condition	1st Pass:0.7kJ/mm 2nd--:0.7kJ/mm	1st Pass:3.0kJ/mm 2nd--:3.0kJ/mm	1st Pass:3.0kJ/mm 2nd--:4.5kJ/mm
Welding Material	Wire:DW-55L (1.2 ϕ) (AWS ER80S-G) Shielding gas: CO_2 100%	Wire:#W-36 (3.2 ϕ) Flux:BL-55 (Bond type) (AWS F7P8-EH14)	Wire:#W-36 (3.2 ϕ) Flux:BL-55 (Bond type) (AWS F7P8-EH14)
Preheat Temperature	Ambient	100℃	250℃ min.
Interpass Temperature	Ambient	250℃ max.	250℃ min.



(a) 0.7 kJ/mm GMAW



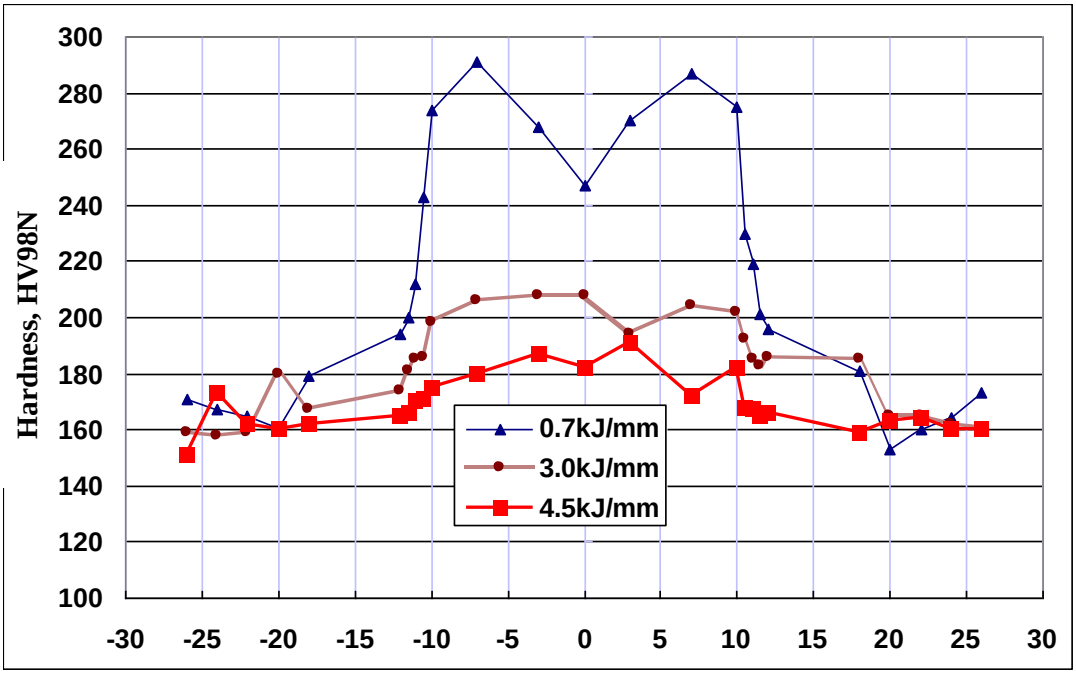
(b) 4.5 kJ/mm SAW

Fig. 6-4 Typical macro-etched section of the HAZ CTOD specimens for 4” Gr.50 steel, showing positions of fatigue precrack tip

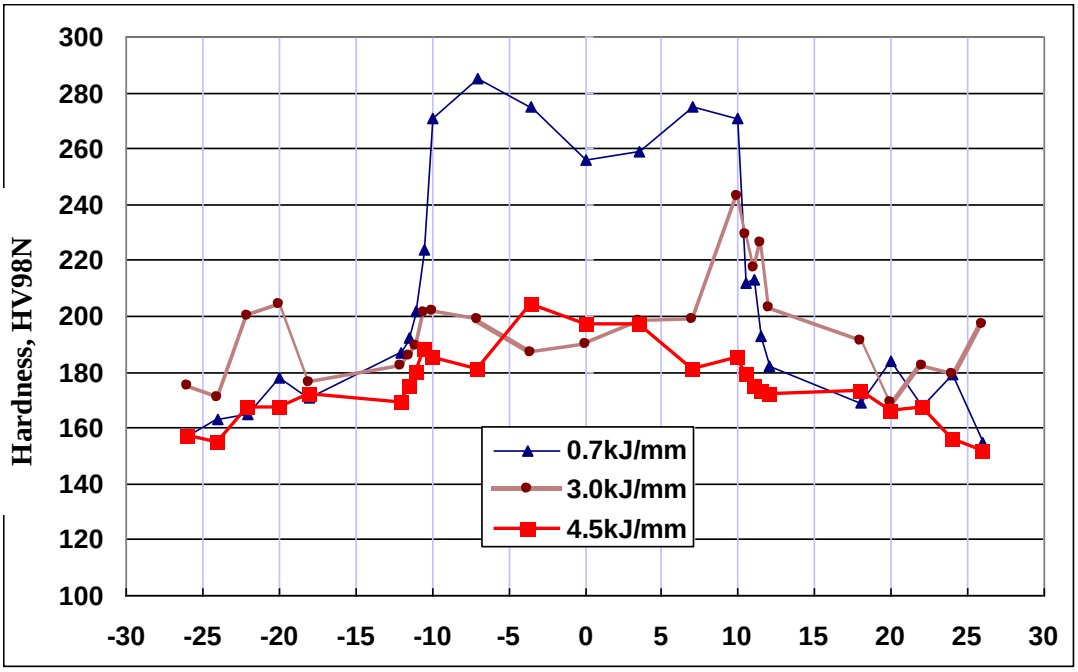
Fig. 6-5 に溶接継手の硬度分布を示す。HAZ の軟化は全くなく、全ての溶接条件で溶接金属がオーバーマッチの継手となっていることがわかる。

Fig. 6-6 は板厚 1/4 t 位置、Fusion line におけるシャルピー試験結果を示したものである。ほぼ温度-60℃まで 100 J 以上の高い吸収エネルギーが得られている。

Fig. 6-7 には、溶接金属、CGHAZ、SCHAZ 位置において、試験温度-10℃で実施した CTOD 試験結果を示す。CTOD 試験は BS7448[46] に準じ、Bx2B タイプの３点曲げ試験片によって実施した。CTOD 試験は破壊発生に対する材料の靭性を評価するために、シャルピー試験よりも適正な試験方法であるが、各 HAZ 位置において規格を満足する安定な特性を有していることがわかる。

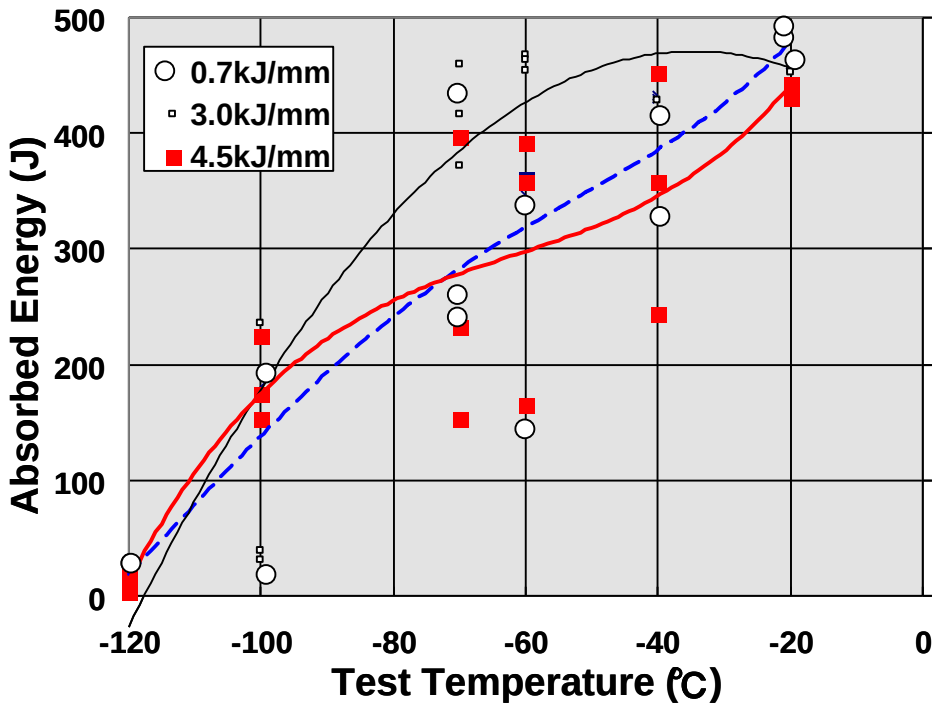


(a) For 4” Gr. 50

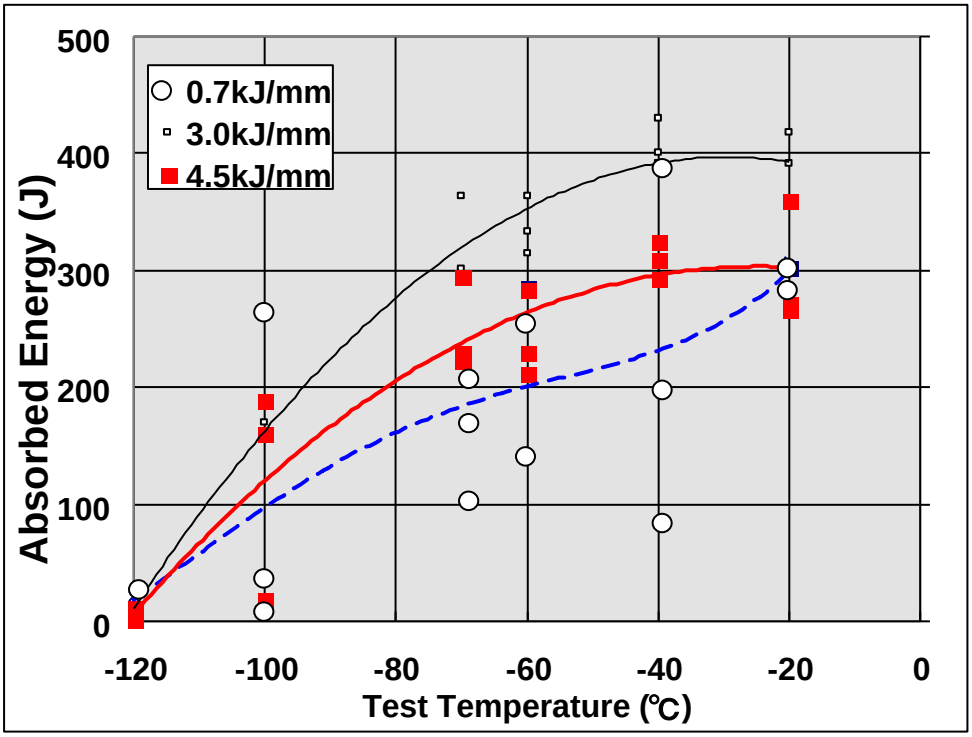


(b) For 3” Gr. 60

Fig. 6-5 Hardness distribution of welded joints at mid-thickness location

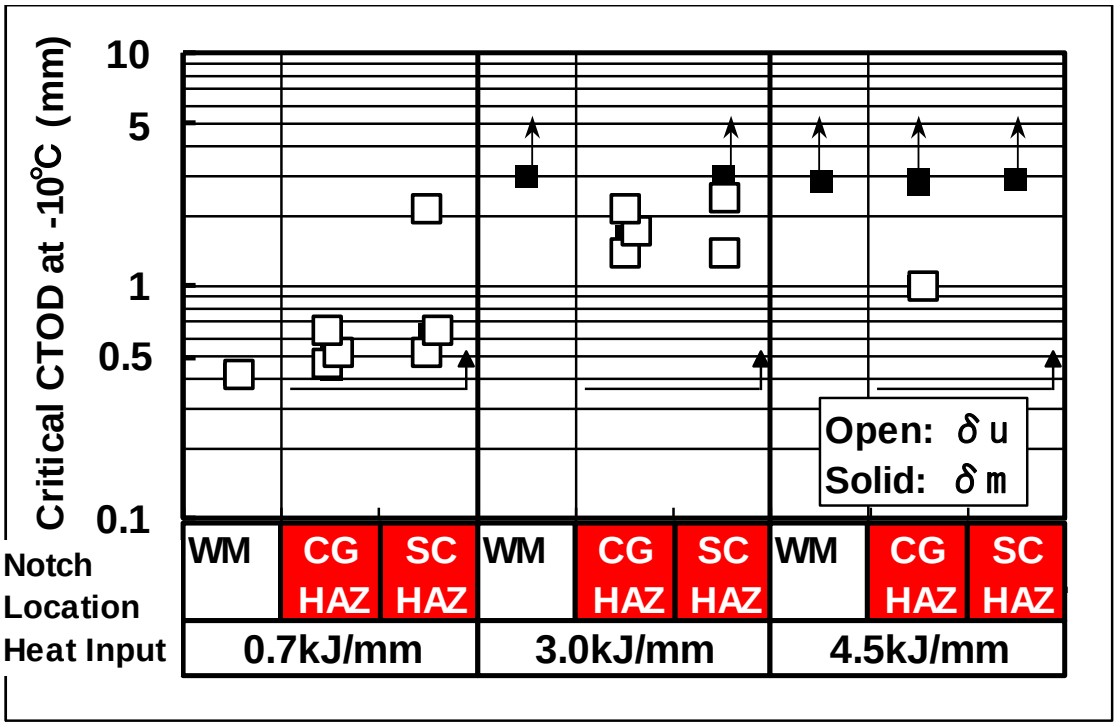


(a) For 4” Gr. 50

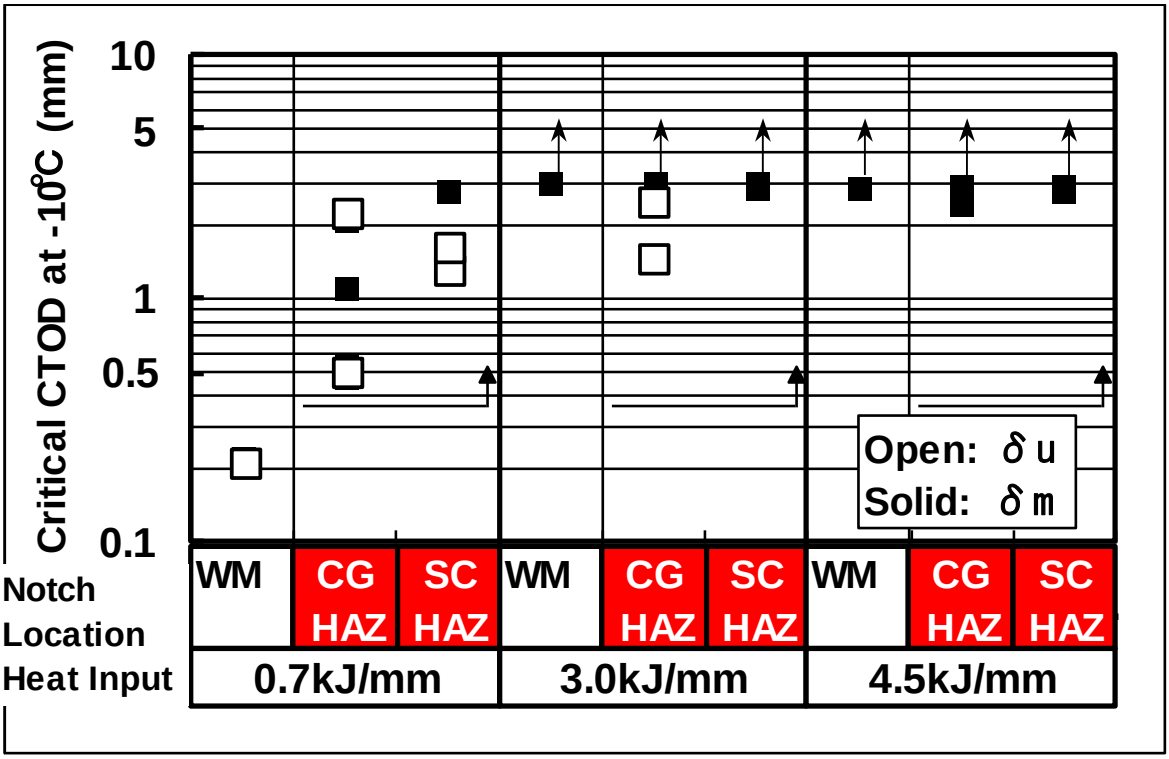


(b) For 3” Gr. 60

Fig.6-6 Charpy test results at fusion line (, at quarter thickness)



(a) For 4” Gr. 50



(b) For 3” Gr. 60

Fig. 6-7 CTOD test results

以上の小入熱多層溶接 HAZ 部に対する試験結果で実証された通り、M-A 組織の生成を抑制する観点から成分設計された低 C－低 Si－低 Al－微量 Nb・Ti をベースにした厚鋼板は、実際に HAZ 部において優れた靭性を有することが確認された。Fig. 6-8 は適用した材料の溶接用 CCT 図（Continuous Cooling Transformation diagram）を調べた結果であるが、フェライト変態が非常に促進され、高冷却速度側でもフェライト変態が生じることを示している。すなわち、約 15℃/秒くらいまでの冷却速度（800→500℃間の冷却時間 20 秒程度）では HAZ 部でもフェライト変態が先行して生じることを示している。これは 5～10 kJ/mm の溶接入熱時の fusion line の冷却速度に相当するが、２パス溶接時に再オーステナイト化された場合も考えると、更に小入熱の場合にも多層 HAZ 部ではフェライト変態が促進され易いことを示している。すなわち、上部ベイナイト変態が抑制されて有害な M-A 組織が生成し難いことを物語っている。

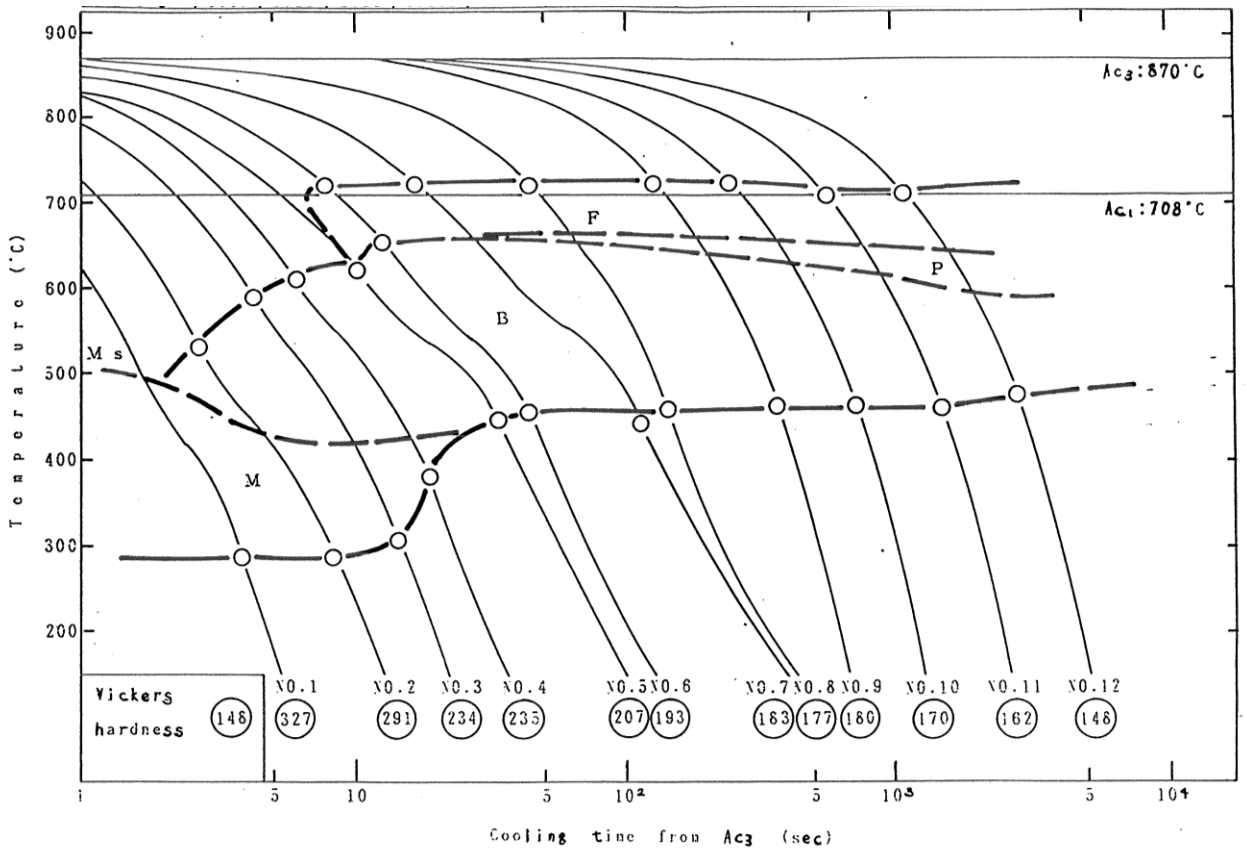


Fig. 6-8 CCT diagram of the steel for 3” Gr. 60, austenized at 1350 ℃

このような HAZ 部でのフェライト変態促進効果の結果、HAZ 部は硬化し難くなり、その結果溶接割れも発生しにくくなる。Fig. 6-9、6-10 に鋼板の溶接性を評価する目的で

実施した HAZ 最高硬さ試験、斜めｙ開先溶接割れ試験の結果を示す。HAZ 最高硬さ試験は 0.7 kJ/mm の小入熱で、かつ予熱無しで溶接を行った結果であるが、CGHAZ でもビッカース硬さで高々250 程度に留まっている。また、斜めｙ開先溶接割れ試験では、通常の試験条件である 1.5 kJ/mm の溶接入熱は勿論のこと、06 kJ/mm の小入熱でも低温割れが発生しておらず、通常の溶接における拡散性水素環境では予熱が必要ないことを示唆している。

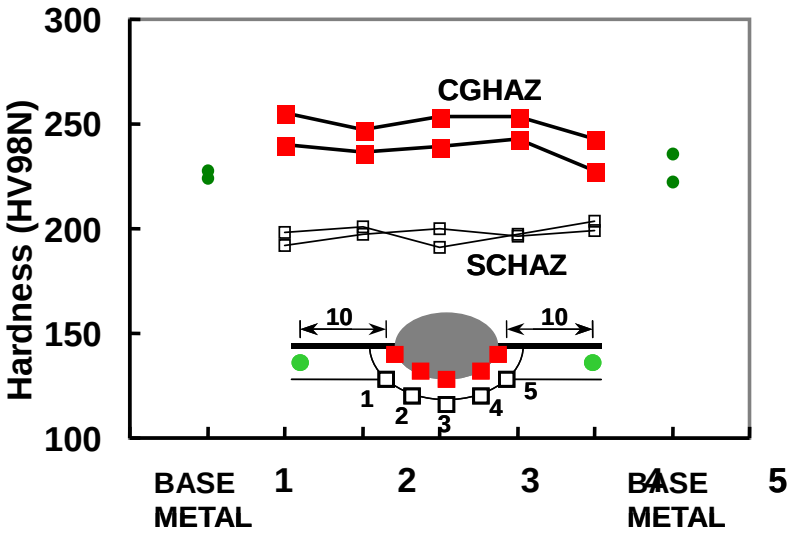


Fig. 6-9 Bead-on-plate hardness test result for 3” Gr. 60 steel
At 0.7 kJ/mm of heat input, and with ambient preheat (22-24℃)

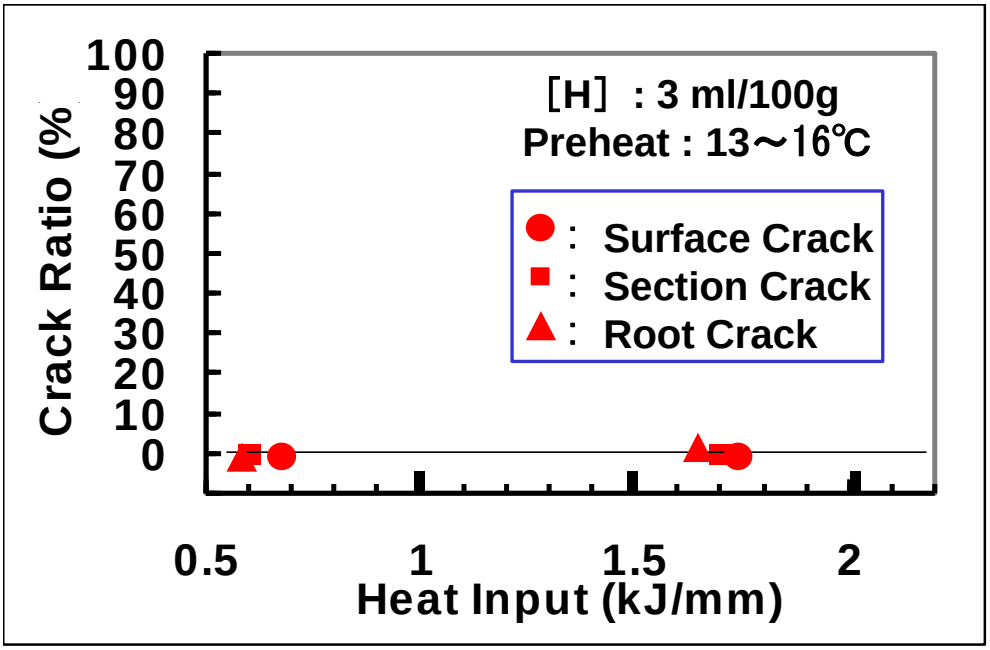


Fig. 6-10 y-groove weld cracking test result for 3” Gr. 60 steel with 3 ml/100g diffusible hydrogen

Fig. 6-11 に実際に SHELL MARS TLP プロジェクトのデッキ鋼板用に実生産された材料の鋳込み実績を示す。開発された鋼材は、鋳込み成分を統合することを目的に、Gr. 50 と Gr. 60 両方に同一成分が適用できるように設計されている。その結果、本プロジェクトに対して、単一成分系で全ての鋼板を作りわけた訳であるが、Fig. 6-11 で示されるように成分のバラツキは少なく、全ての鋼板に対して安定した性能を保証することができた。成分系について前述した通り、C 量は平均 0.06%と低く、Pcm 値も 0.18%以下であり、全ての鋼板に対して予熱無しあるいは低予熱の溶接施工を可能にすることができた（実際の溶接施工では、拡散性水素量が高くなるセルフシールドの FCAW のみ溶接時に予熱が義付けられたが、他の SAW、GMAW、SMAW 等は予熱無しで溶接された）。また、Al 量は M-A 組織の生成を抑制するために 0.015%以下で製造された。更に、P、S 量は地の靭性自体を高める意味から極力低くコントロールされた。

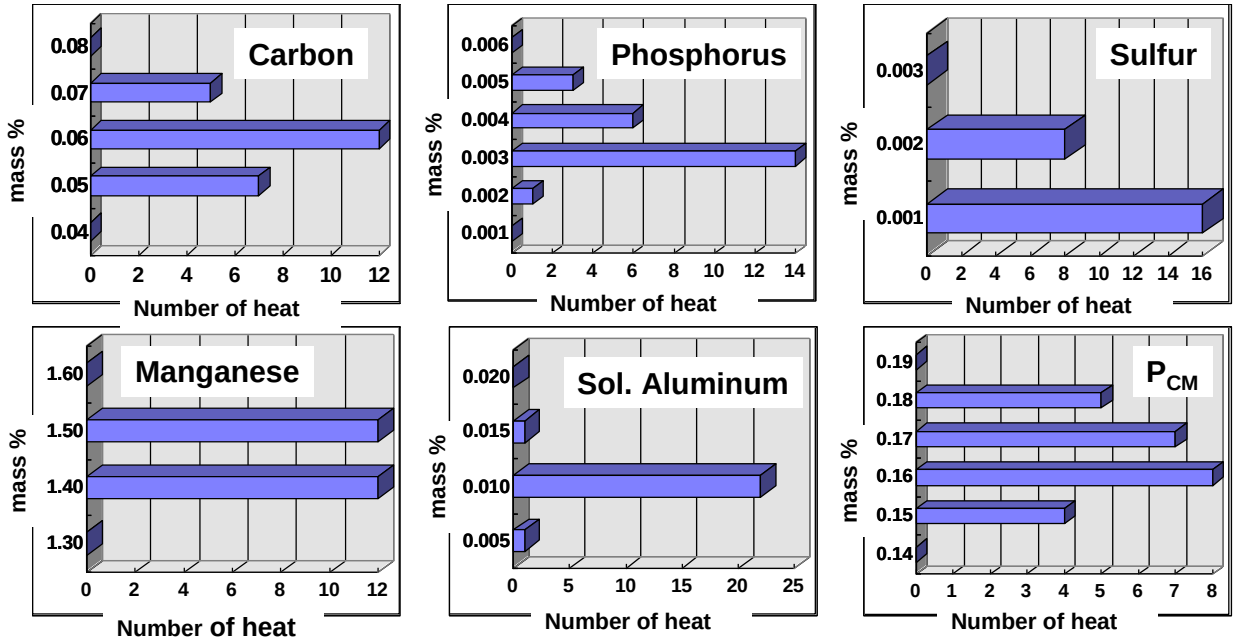


Fig. 6-11 Production histograms of chemical compositions of 24 heats for MARS TLP deck plates

第６－３節　大入熱溶接時に溶接熱影響部の靭性を向上させる成分設計手法

溶接の自動化が最も進んでいる業界のひとつが造船業界であり、1980 年以降溶接の自動化が急速に進展した。Fig. 6-12 は造船業における溶接法の変遷を示したものであるが

[84]、1980 年代から炭酸ガス半自動溶接が手溶接に替わって普及し、自動化率が 100%近くにまで到達している様子がわかる。溶接コスト削減の目的のために、溶接の自動化と同時に、高電流密度化、他電極化によって高速、高溶着金属の溶接が可能となる炭酸ガス溶接が広く普及していった訳である。更に、板継では片面 SAW、エレガス溶接、簡易エレガス溶接、等のいわゆる大入熱溶接が多用されるようになっていった[85]。

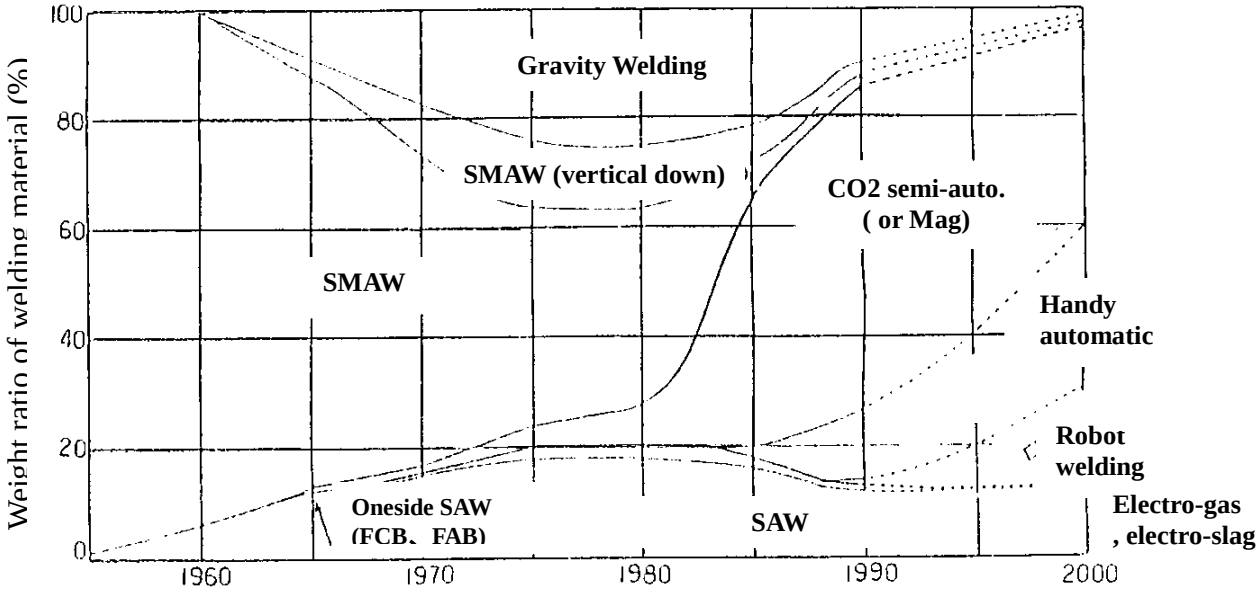


Fig. 6-12 Historical transition of welding methods in Japanese shipbuilding industries[84]

このように造船業界では大入熱溶接が多用されているが、その中でも特に HAZ 部に対して高い靭性が要求されるのが低温用鋼である。その代表的な鋼材が、LPG 船のタンク廻りに使用される厚鋼板である。プロパンの液化温度は常圧で-42℃程度であり、LPG タンクはそれよりも低い温度で設計される（例えば-46℃）。鋼材のシャルピー試験温度は板厚に応じて、その設計温度よりも更に低い温度で規定されることになる。例えば、板厚 25mm 以下の鋼板の場合は設計温度よりも 5℃低い温度となるために、例えば、-51℃でのシャルピー衝撃試験要求を満足することが必要となる。このような低温で大入熱溶接 HAZ 部の靭性を保証するためには、鋼材としても特別な成分設計が必要となる。すなわち、第 3 章および第 5 章で調査した通り、溶接入熱の増加に伴って HAZ 部のオーステナイト粒径は一律に増加し、当然の結果として HAZ 靭性が劣化する傾向のある中で、それを改善する施策が必要となるわけである。

大入熱溶接時の HAZ 靭性支配因子については、第 5 章で調査を行った。その結果、大入熱溶接の場合には M-A 組織はあまり生成せず、靭性は極端に粗大化したオーステナ

イト組織からγ→α変態を通して得られる組織がどのようなものになるかにかかっていることがわかった。すなわち、大入熱時の HAZ 靭性は、粗大オーステナイト粒から変態生成するフェライト粒を微細、かつ一様に生成させる技術に依存するものと考えられた。

すでに大入熱 HAZ 靭性改善に対して Al、B, N, Ca の影響が大きいことを見出していたので[34), 54)]、特に LPG 船用材料としてこれらの成分の大入熱 HAZ 靭性に対する相互効果を最適化することから調査することとした。本材料では Al、B、N 量に注目して、大入熱 HAZ 靭性改善のための思想に沿って、各成分の（相互）効果を定量的に最適化していくこととする。

第５章での研究結果に従うと、高温に加熱されて粗大化したオーステナイト粒界からのフェライト生成を抑制し、逆に粒内フェライトの生成を促進することが有効である。そのためにまず考えられるのが、ボロンの添加である。その理由は、第３章で議論した通り、ボロンは鋼中での拡散速度が非常に速く、HAZ の冷却中であっても窒素を補足して BN として析出すると考えられる。他の窒化物、炭化物は余程溶接入熱が高くなって冷却速度が遅くならない限り、HAZ 冷却中にはほとんど析出しない。オーステナイト粒内で析出した BN 粒子は粒内フェライトの生成を促進すると考えられる。この HAZ におけるボロンの効果を模擬的に図示すると Fig. 6-13 のようになり、fusion line 近くの HAZ 中の炭窒化物が高温に加熱された時にほとんど溶解し、それ以降はこれら固溶した元素が HAZ 靭性に逆に悪影響を与えるのに対して、ボロンは BN となって再析出するために固溶元素自体の悪効果が消失し、逆にフェライト核生成サイトとして活用できることとなる。また、第５章の実験でわかった通り、ボロン添加鋼は一般

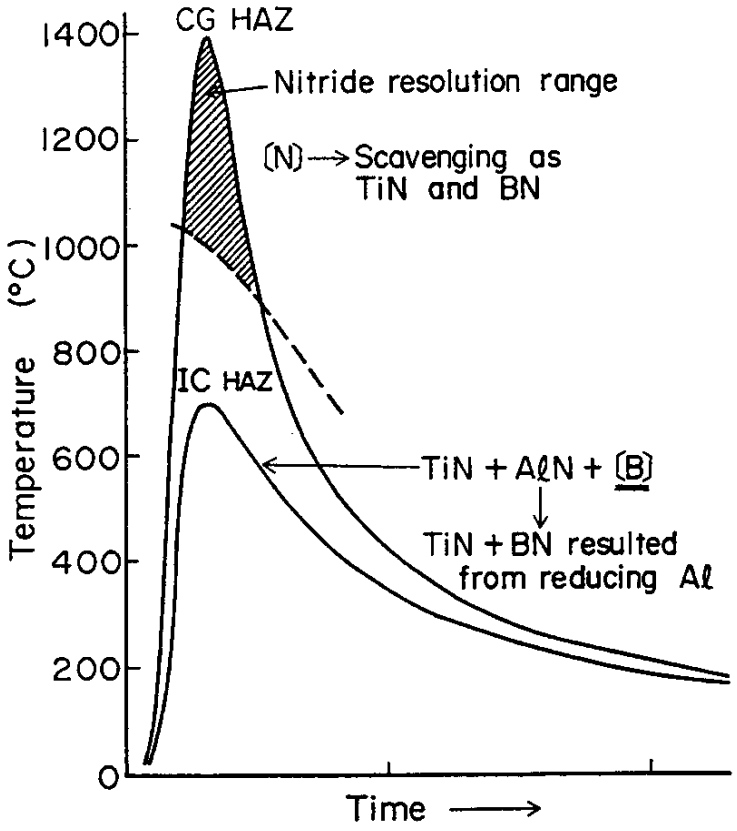


Fig. 6-13 Illustration on the role of trace elements in HAZ during weld thermal cycles

鋼のようにオーステナイト粒界から優先的にフェライトが析出していない。その理由はボロン原子がオーステナイト粒界に偏析し [61]、粒界界面エネルギーを下げて粒界からのフェライト生成を抑制するためであると考えられる。このことはまた、粒内からの均一なフェライト生成を促すこととなる。

しかし、ボロンを添加すると、HAZ の最外層部ではボロン炭化物が析出する場合があり、HAZ 最外層部の靭性を逆に劣化させる場合がある。そこでボロンと同時に鋼中のアルミ量と窒素量をコントロールすることが必要となる [54]。そこで、このボロンの悪影響を改善しながらその CGHAZ における効果を最大限に活用する方法として、ボロンに加えてアルミ量を低減し、逆に窒素量をやや高めて添加する処方が開発された [34), 54)]。Fig. 6-14 は HAZ 組織に対するボロン添加の効果、更に低 Al－中 N 化した時の効果、を模式的に示したものである。すなわち、鋼にボロンを添加すると第５章で調査した効果によって、CGHAZ 組織はフェライト生成が促進されて微細な組織となる。しかし、HAZ 外層部は加熱温度が低く、ボロンがボロカーバイドとして析出して（LPG 用途の低温仕様においては）母地の劣化が観察されることがある。鋼中のアルミを低下し、窒素量を高めると、この効果を抑制し、かつ CGHAZ の組織細粒化を更に促進することができる。

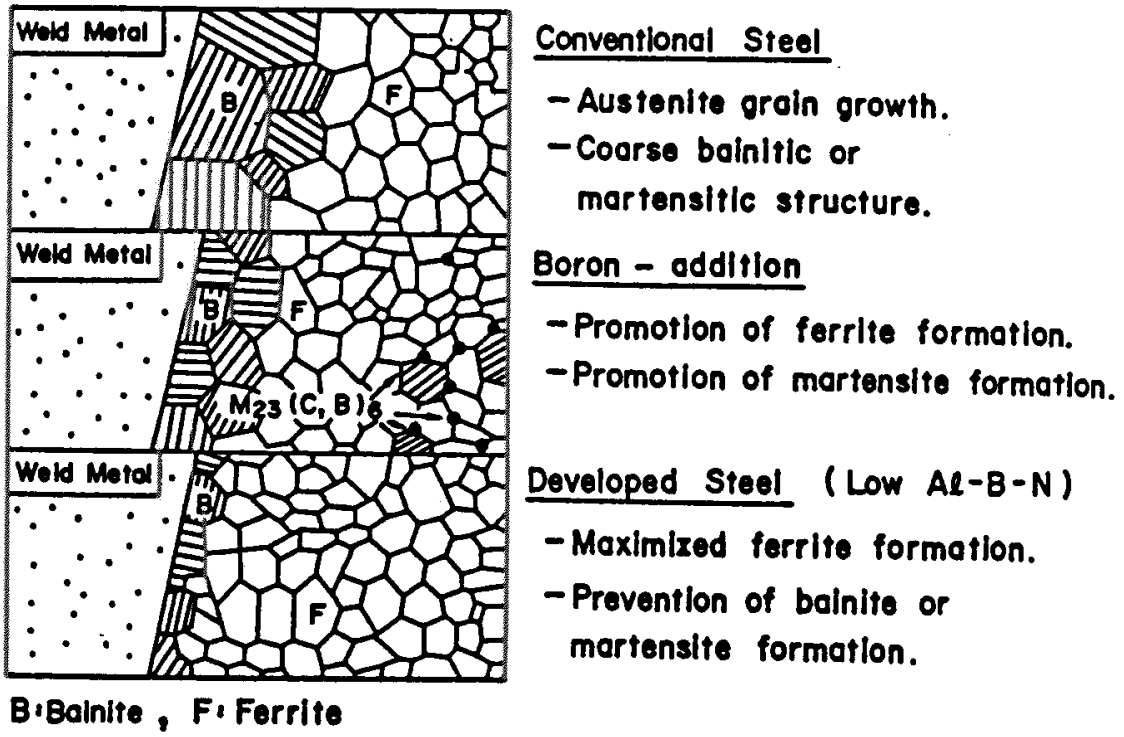


Fig. 6-14 Microstructural reformation in CGHAZ by new chemistry

鋼中に含有されたアルミニウムの低減は、前節で触れた通り、鋼中の炭素原子の拡散を促進することから、大入熱溶接でも同様にフェライト変態を促進する。また、アルミニウムが少なくなれば、AlN 析出量も減少し、鋼中の固溶窒素量が増加する。その結果、鋼中のボロンは BN として析出する量が多くなり、結果的に、ボロカーバイドの析出量を低減させて HAZ 外層でのボロンの悪影響を相殺し、また一方で BN はフェライト変態核となることから CGHAZ ではオーステナイトからのフェライト変態を促進することとなる。アルミニウムの低減と同時に、更に窒素量をやや高めることによっても、同様の効果が得られると考えられる。

このような根拠から、大入熱溶接 HAZ 靭性向上のために、低 Al－中 N－B 鋼という成分系の採用を検討した。実際に、ボロン鋼をベースにして、鋼中のアルミニウム量、窒素量を色々と変化させた鋼材に対して、大入熱 FAB 溶接を実施し、CGHAZ 部において、-51℃でシャルピー吸収エネルギーを測定してみた。その結果を示したのが、Fig. 6-15 である。ここで、シャルピー試験は繰り返し３本で実施した。シャルピー試験の平均吸収エネルギーにおいては明確な傾向は観察できないが、最低吸収エネルギーを比較してみると（Fig. 6-15 (2)）、窒素量があるレベル以上になった時に、また、アルミニウム量がある低い範囲にある場合に、吸収エネルギーの最低値は高めの安定した値となっていることがわかる。

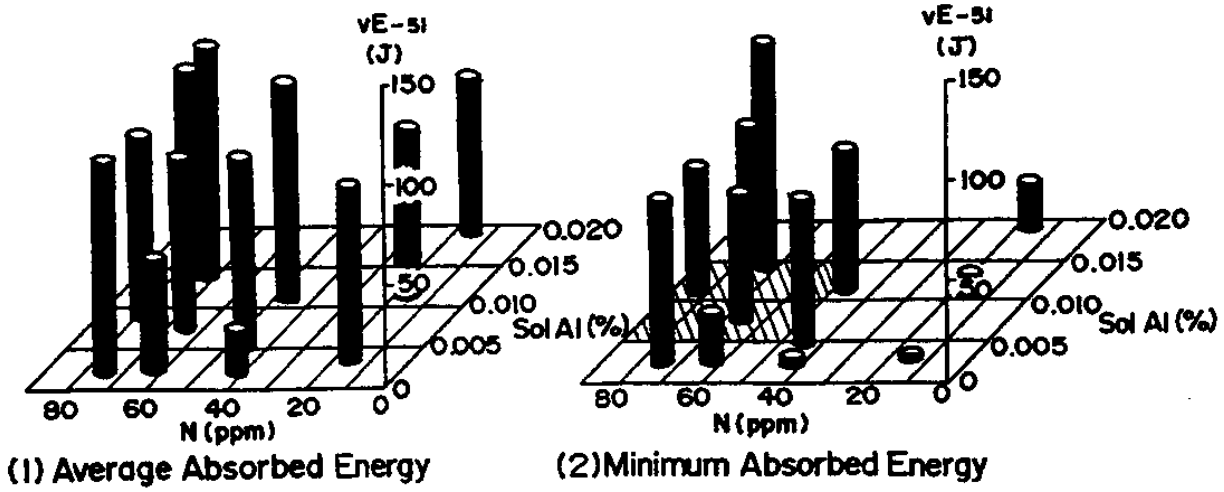


Fig. 6-15 Influence of soluble aluminum and nitrogen on Charpy absorbed energy at the most detrimental position in the HAZ of FAB weldment.
Base chemistry: 0.06C-0.15Si-1.45Mn-0.010Nb-0.011Ti-0.0010B,
Thickness: 8mm, and welding method: FAB with 4.3 kJ/mm heat input.

一般に鋼中に含有された窒素は、鋼の母地の靭性を劣化させることが知られている。しかし、その悪影響度は母地の組織に強く依存することがわかっており [33]、Fig. 6-16 に示すように、フェライトーベイナイトー擬似パーライトーマルテンサイト混合組織の場合に窒素の悪影響は顕著に現れるが、より軟質のフェライトーパーライト混合組織になった場合には窒素の影響は非常に緩慢となることがわかる。今回開発した鋼における窒素利用に関しては、窒素の活用によって母地組織自体を変化させることを狙っている。すなわち、フェライトーパーライト主体の組織へ移行させることによって、同じ窒素量でもシャルピー遷移温度が逆に低下することを利用しようとしたものである。

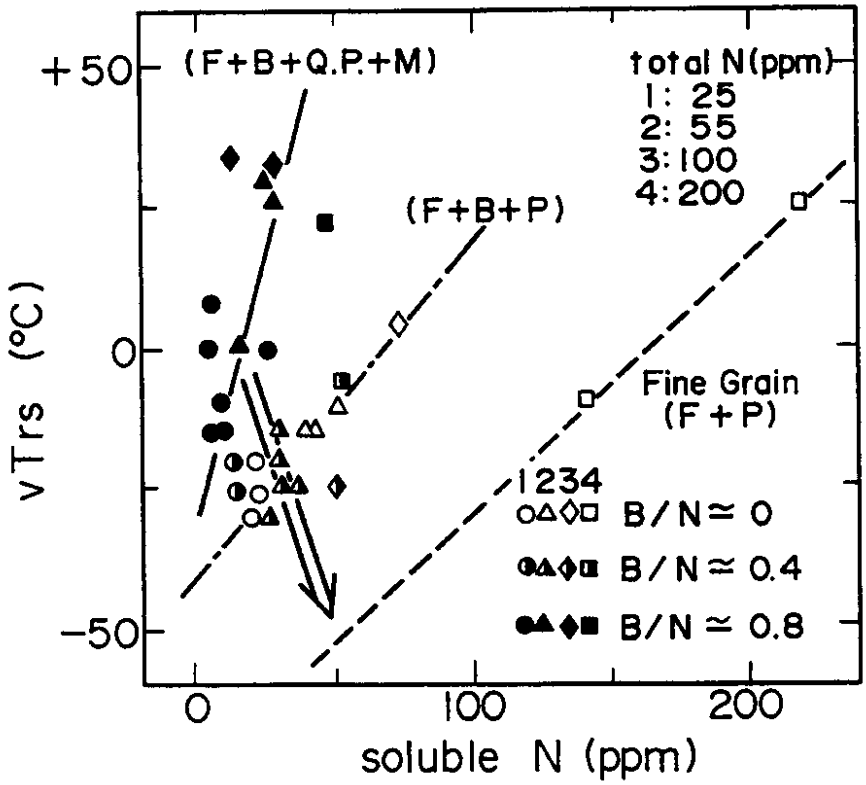
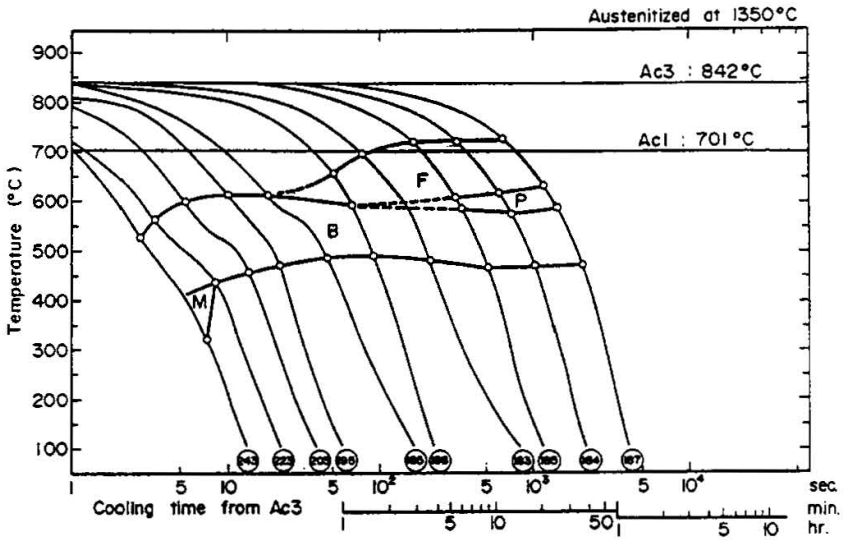


Fig. 6-16 Influence of soluble nitrogen and microstructures on the toughness of the fusion line
Here, “F” is ferrite, “P” is pearlite, “B” is bainite, “M” is martensite, Q.P. is quasi-pearlite, and B/N is the weight ratio of boron to nitrogen.

実際の LPG 用鋼材においては、-51℃において母材も高い靭性、特に脆性破壊伝播に対する高い抵抗、を有していることが要請されることから、TMCP 法を最大限活用するための代表的なマイクロアロイ元素であるニオブを添加することとした。ただし、第３章で検討した通り、ニオブは HAZ 靭性に対する悪影響が大きいことから、最小限の添加に留めた。このようにして最適化したコンセプトの成分系に対して、最終的に溶接用 CCT

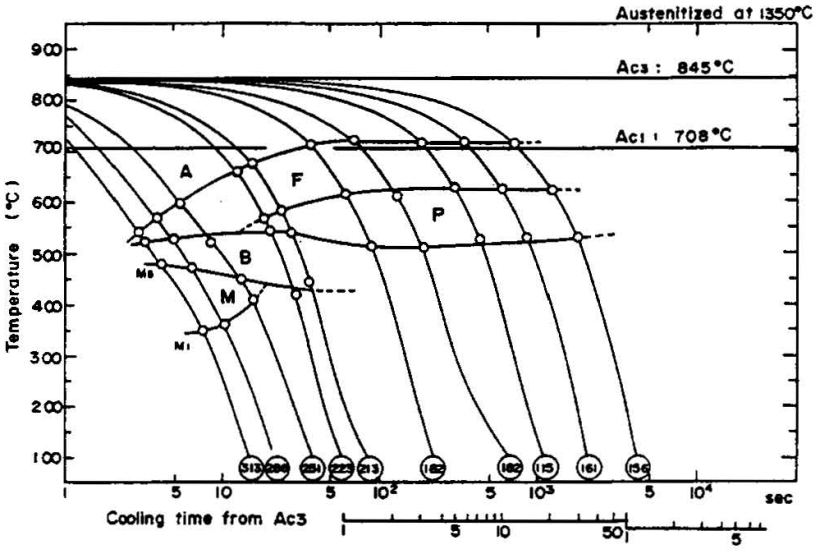
図を調査して一般鋼と比較したのが、Fig. 6-17 である。比較に用いた一般鋼は、同様な成分を含有しているものの、ボロンは無添加、アルミニウム量は通常のレベル、窒素は低くコントロールされており、開発鋼のコンセプトである低 Al－中 N－B とは各主要成分の添加量が異なる。

C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Nb	Ti	SolAl	N
0.05	0.13	1.31	0.005	0.001	0.26	0.13	0.032	0.011	0.027	0.0026



(1) Conventional steel

C	Si	Mn	P	S	Nb	Ti	B	SolAl	N
0.08	0.14	1.50	0.009	0.002	0.007	0.009	0.0015	0.004	0.0044



(2) Developed steel (38mm-Nb)

Fig. 6-17 Comparison of CCT diagrams between a conventional and the newly developed steel

その結果、同図において明確にわかる通り、開発鋼では HAZ の熱サイクルにおいてもフェライト変態が比較的速い冷却速度のところで生じており、HAZ のオーステナイトからのフェライト生成を促進することが裏付けられた。

以上の成分設計指針に基づき、低温型 LPG 船のタンク・船殻への適用を前提として、板厚 10mm と 16mm の鋼板（日本海事協会規格 KL33）を製造し、その鋼板および溶接継手部の性能を評価した。製造した鋼板の化学成分を Table 6-4 に示す。その設計指針に従い、微量のニオブとボロンを添加し、ボロンと結合しやすい窒素を適量に添加すると同時に、窒素と結合しやすいアルミニウムを低く抑えた成分系である。供試鋼板は 250 トン転炉によって溶製した溶鋼を連続鋳造機によって長尺スラブとした後、熱間圧延ラインにおいて TMCP を適用して製造した。

Table 6-4 Chemical composition of developed steel (mass %)

C	Si	Mn	P	S	Nb	Ti	B	Sol.Al	N	Ceq	Pcm
0.06	0.13	1.41	0.009	0.002	0.012	0.011	0.0010	0.009	0.0057	0.30	0.14

Note: Ceq = C + Mn/6 + (Cu + Ni)/15 + (Cr + Mo + V)/5
Pcm= C + Si/30 + Ni/60 + (Mn + Cu + Cr)/20 + Mo/15 + V/10 + 5B

LPG 船では、第一に脆性破壊が発生しないような材料が選定されなければならない。特に溶接継手部の破壊靭性が十分に確保されていることが重要である。そこで、評価試験では、造船現場で使用されている代表的な溶接法、すなわち板厚 10mm 材については簡易エレクトロガス溶接（SEG-ARC：溶接入熱 5.9 kJ/mm）、板厚 16mm 材についてはサブマージアーク溶接 FAB 法（FAB：溶接入熱 8.6 kJ/mm）を適用して溶接した継手を製作し、靭性を中心にして調査した。なお、板厚 10mm 材 SEG-ARC 継手は圧延方向（L 方向）、

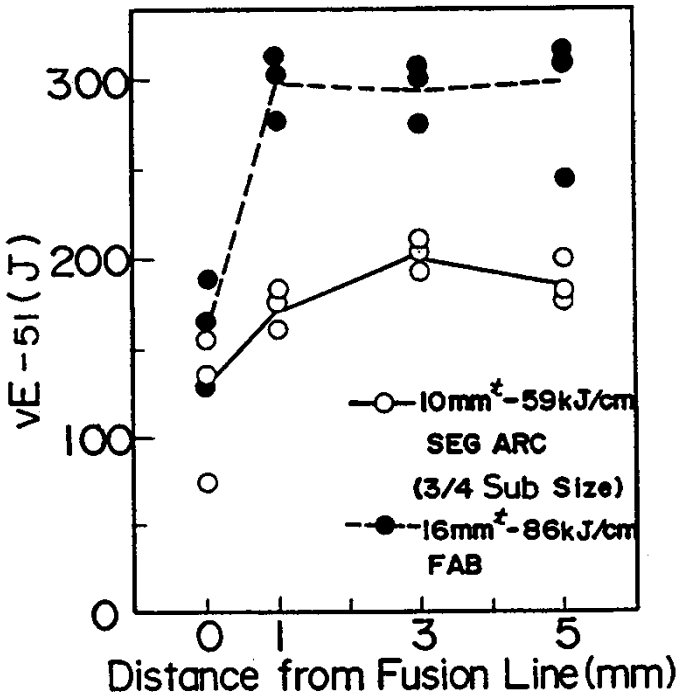


Fig. 6-18 Charpy absorbed energy in the HAZ of high heat input welding

板厚 16mm 材 FAB 継手は圧延直角方向（T 方向）の継手とした。

Fig. 6-18 はこれらの溶接継手から採取した V-ノッチシャルピー衝撃試験結果を示したものである。ただし、板厚 10mm 材に対しては 7.5 x 10 x 55mm のサブサイズ試験片を採用した。日本海事協会の KL33 規格 [86]では、-51℃（-46℃－5℃）での吸収エネルギーは、板厚 10mm 材 SEG-ARC 溶接では 34 Joule 以上（L 方向、平均値）、板厚 16mm 材 FAB 溶接では 27 Joule 以上（T 方向、平均値）である。本図から明らかなように、fusion line 部から HAZ 外層部まで、規格値を十分に満足する高い安定した吸収エネルギーが得られている。

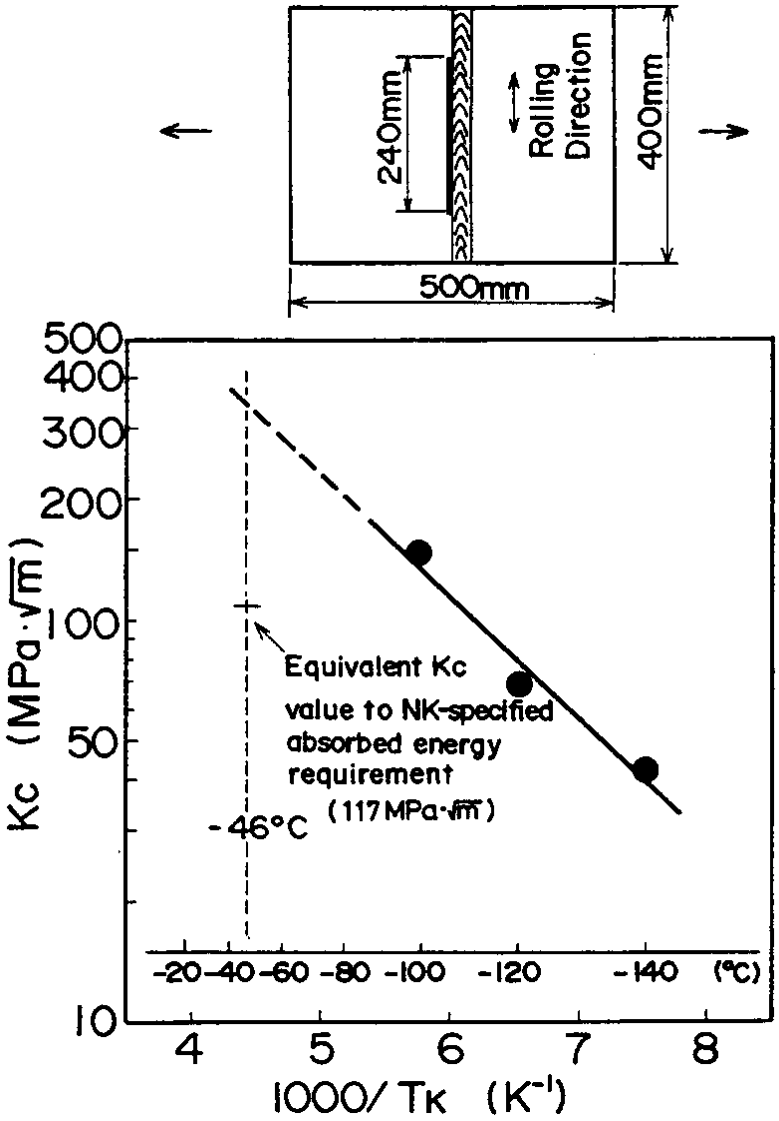


Fig. 6-19 Center-notched wide plate tensile test result at the fusion line of 16mm-thick FAB weldment

更に、板厚 16mm 材の FAB 溶接継手 fusion line 部に 0.1mm 幅の機械切欠を設けた中

央切欠付広幅引張試験を行った。Fig. 6-19 に試験結果を示す。Kc 値は経験的に温度の関数であり、式(6-1)のように表すことができることから [87]、試験結果をこの関係で外挿すると、LPG 温度（-46℃）での Kc 値は 364 MPa√m となる。Fig.6-19 のような長い中央切欠を有し、かつ溶接熱影響部に切欠を設けた試験片では、一般の non-Ni アルミキルド鋼の場合には-46℃で脆性的に破壊が発生・進展すると考えられることから、脆性破壊に関する関係式(6-1)を適用してデータを外挿することは十分に妥当な方法であると判断できる。

$$Kc = K_0 \exp(-T_0/T) \tag{6-1}$$

ここで、K0、T0 は材料常数、T は温度(K)。

一方、シャルピー衝撃試験結果と中央切欠付広幅引張試験結果との相関式(6-2)～(6-4)[88]を用いて、fusion line 部に対する KL33 規格の吸収エネルギー（$vE_{-51℃}$＝27 Joule）と等価な Kc 値を算出すると、LPG 温度で 117 MPa√m となる。

$$vEr = \frac{1}{\sqrt{2\pi}} \int_{-\infty}^{T-vTre} \exp\left\{-\frac{1}{2}\left(\frac{T-vTre}{20}\right)^2\right\} dT \tag{6-2}$$

$$_{\sigma=\sigma_{y0}/2}[Ti]_{a=40} = (0.00321\sigma_{y0} + 0.391)vTrs + 2.74\sqrt{t} + X \tag{6-3}$$

$$Kc = 5.60 \exp\left\{k_0\left(\frac{1}{_{\sigma=\sigma_{y0}/2}[Ti]_{a=40}} - \frac{1}{T_K}\right)\right\} \tag{6-4}$$

ここで、

vEr はシャルピー吸収エネルギー（kgf･m）、

vTre はシャルピー吸収エネルギー遷移温度（K）、

σ_{y0} は公称降伏点（kgf/mm^2）、

$_{\sigma=\sigma_{y0}/2}[Ti]_{a=40}$ 応力場 σ_{y0} における許容き裂長さ（2a）80mm に対する破壊発生限界温度、

vTrs はシャルピー延性－脆性遷移温度（K）、

t は板厚（mm）、

X は切欠先端位置の材質によって定まる値（K）、今回の場合 56.1

Kc は破壊靭性値（kgf√mm/mm^2）、

Tk は温度（K）、

k_0 は材料常数。

すなわち以上の試算より、実測した板厚 16mm 材の FAB 溶接継手の Kc 値は日本海事協会規格要求値（規格要求吸収エネルギーに等価な Kc 値）を十分満足しており、脆性破壊発生の危険に対して十分な安全性を有していると判断できる。

更に、LPG 船の安全性確保の観点からは、脆性亀裂伝播停止性能も十分に配慮されなければならないことから、微量 Nb 添加 TMCP の効果を確認するためにも、母材に対して本特性について調査を行った。

一般に長大き裂の伝播を停止するクラックアレスターとして有効と考えられる材料の破壊靭性値、Kca 値、については研究されており、Keff の考え方 [87]を適用した実船殻での脆性破壊事故例の逆解析結果 [89]や SR193 研究部会共同研究の大型試験片による脆性き裂伝播停止試験結果 [90]などから、き裂伝播部幅 400～500mm 程度の標準試験片によって求めた Kca 値が使用温度で 124～186 MPa√m 以上あれば良いと考えられている。そこで、板厚 16mm 材に対して（L 方向）、き裂伝播部幅 500mm の標準温度勾配型二重引張試験を実施し、Kca 値を調査した。その結果、Fig. 6-20 に示す通り、LPG 温度で 264 MPa√m の Kca 値であることが確認され、当該開発鋼板は脆性き裂伝播停止特性に対しても十分な安全性を有していることが明らかとなった。

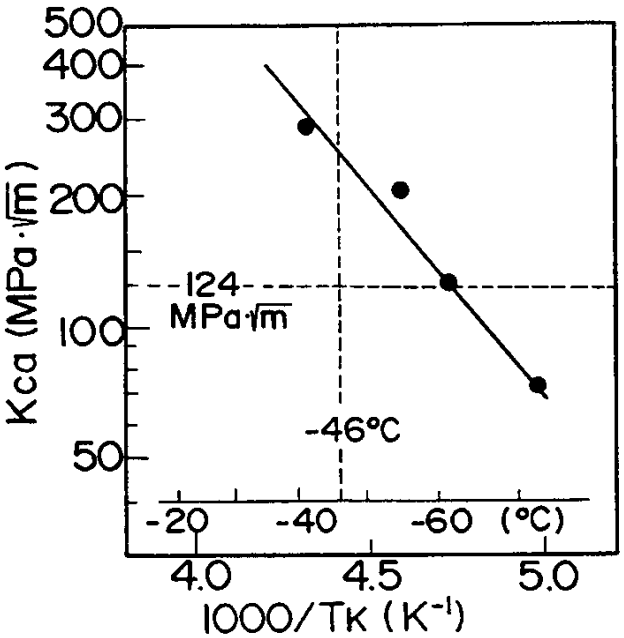


Fig. 6-20 Double tenion test result for the 16mm-thick test plate

Table 6-5 に、以上の評価結果を、その基準と共に集約して示す。

Table 6-5 Summary of evaluation test results

	Thick. (mm)	Properties of base metal (L)				Toughness at fusion line			
		YP (MPa)	TS (MPa)	$vE_{-51℃}$ (Joule)	$Kca_{-46℃}$ (MPa√m)		Welding method	$vE_{-51℃}$ (Joule)	$Kca_{-46℃}$ (MPa√m)
Test Result	10	418	468	172	---	L	SEG-ARC 5.9 kJ/mm	121	---
	16	416	466	286	264	T	FAB 8.6 kJ/mm	162	364
Aimed Value	10	≧325	440 ～ 560	≧34	≧124	L	---	≧34	---
	16			≧41		T		≧27	≧117

以上の評価試験の結果、低 Al－中 N－B 系という成分コンセプトを採用することによって、大入熱溶接 HAZ 部のフェライト変態促進、組織均一化が可能となり、HAZ 部でも低温 LPG 船用として高い靭性を確保していることがわかった。その結果、本開発鋼は実際に多くの LPG 船に適用されることとなり、プロダクション試験においても HAZ 部の安定した靭性が確認されている。

第６－４節　結論

第５章までの研究成果に基づき、実際に HAZ で高い靭性が得られるような鋼材成分設計手法について検討した。ただし、小入熱多層溶接で HAZ 靭性が劣化する主要因が M-A 組織であるのに対して、単パス大入熱溶接では粗大オーステナイトからの変態組織の均一度が重要であることがわかっており、適正な鋼材設計手法は両者で異なると考えられ、両溶接法それぞれに適した成分設計手法について検討した。まず小入熱多層溶接時に HAZ 靭性を向上させる成分設計手法について検討した結果、以下の結論を得た。

（１）HAZ 靭性改善のために M-A 組織の量、形態を制御することが重要であり、その観点から低 C－低 Si－低 Al－微量 Nb･Ti 系の成分系が妥当であることが推論された。特にアルミニウムを低減することは、鋼中の炭素の拡散速度を高める効果があり、M-A 組織の生成を抑制するために有効であると考えられた。

（２）SHELL の MARS-TLP 用厚鋼板に本成分設計手法を適用し、API RP2Z 規格の HAZ-CTOD 認定試験を実施した結果、開発鋼板は３種類の小入熱多層溶接 HAZ 部でシャルピー試験、CTOD 試験共に高い安定した靭性を有していることが実証された。

（３）その結果、開発鋼は高いHAZ靭性が要求されるMARSのような海洋構造物のcriticalな部材向け鋼材として大量に使用されることとなった。

次に、単層大入熱溶接時にHAZ靭性を向上させる成分設計手法について検討した結果、以下の結論を得た。

（４）HAZ 中の粗大化されたオーステナイトからの均一なフェライト変態を促進するためにボロンの添加が有効であり、ボロン活用時に効果を最適化するために低Al－中N－B系の成分設計手法が提案された。

（５）更に研究レベルの鋳込み試験によって詳細な最適成分範囲の絞込みを行った後、LPG船タンク・船殻用鋼材としての評価試験を行った結果、SEG-ARC溶接、FAB溶接のような大入熱溶接においても-51℃で高い HAZ 靭性を有する鋼材を供給できることが実証された。

（６）その結果、開発鋼は低温LPG船用鋼材として、大量に生産されることとなった。

第７章　総　　括

TMCP 法を主体にして生産される最近の厚鋼板は、経済的でありながら優れた破壊安全性を有するようになってきた。しかし、それらの厚鋼板から鋼構造物を建設するために不可欠な溶接部、特に鋼材の観点からみた場合の溶接熱影響部（HAZ)、は再熱変化を受け、母地自体の靭性が劣化すると同時に種々のミクロ的、力学的な不均一をもたらし、破壊安全性の面から最後まで課題が多く残っている箇所である。この HAZ 靭性改善のために、これまで数多くの研究がなされ、HAZ 靭性劣化をもたらす支配因子がほぼ確定された。

ミクロ的には、HAZ 靭性の支配因子が M-A 組織とオーステナイト粒の粗大化（ないしはオーステナイト粒径と他の組織要因の結果としての破面単位）とにほぼ同定された。また、溶接金属～HAZ～母材における降伏強度の変化といった、マクロ的な力学的不均一が HAZ 破壊を引き起こす機構ついても、力学的に解析された。これらを全て総括した形での HAZ の破壊安全性に関する統計的手法も確立された。

ところがこれらの個々の精緻な研究、理論を知っていたとしても、溶接 HAZ からの脆性破壊が実際に HAZ のどこから、どういう機構で発生するのか？　全ての溶接条件でこれまでの議論が成立するのか？　等といった具体的な疑問に対しては、方向性を与えてくれるような議論はこれまで十分に研究し尽くされていないのが現状である。そこで、本論文では、旧来の研究を橋渡しする形で、鋼材への添加元素～溶接入熱の違いに応じた変態挙動への影響～溶接 HAZ のミクロ組織変化～破壊発生機構、を見渡す因果関係に焦点を絞って研究を進めた。

まず第２章では HAZ 靭性のミクロ的な支配因子とされている M-A 組織の形態観察を通して、その影響を従来の研究をトレースする形で整理した。第３章は、冶金的な母材成分の影響という観点からの橋渡し的な研究であり、元素として影響力の最も顕著なマイクロアロイに焦点を絞って研究した。第４章は第２章で調査したミクロ的な支配因子によって実際に HAZ からの破壊が発生する様子を調査、考察したものであり、ミクロと力学的破壊機構の橋渡しとなる研究である。第５章では、溶接入熱が変化した場合のミクロ的靭性支配因子の変化を調査、議論したものであり、従来小入熱と大入熱で個別の議論をしていたものを、一括して橋渡しする研究である。第６章は第２章から第５章までの研究で得られ、議論された研究の成果を実際の鋼材に応用したものであり、基礎研

究と実用化の橋渡しを行うものである。

以下に、本研究で得られた主要な結論を総括して述べる。

第１章では、序論としてこれまでの研究と問題点をまとめ、本論文の構成について説明した。

第２章では、小入熱多層溶接の時に HAZ 靭性のミクロ的な支配因子とされている M-A 組織を、再現熱サイクル試験によって HAZ 組織分類毎に観察した。更に、それぞれの熱サイクル材の機械的性質も調べることによって、ミクロ因子と機械的性質の対応関係についても調査した。その結果、高温に加熱された後に急冷却される CGHAZ 部では板状の M-A 組織が生成され、α地も過飽和の炭素を含有して硬化している様子がわかった。この CGHAZ 部が完全に逆オーステナイト変態しない程度の比較的低温域に再熱された場合にも、M-A 組織はそのままの形態か、ないしは分断されたラス状の形態で残留し、再熱条件によっては（α―γ二相域への再熱）元の CGHAZ よりも靭性が劣化することが観察された。靭性が劣化した場合には、M-A 組織の量自体も増加しており、新たに M-A 組織がα地から生成しているものと思われた。このようなラス状ないしは板状の M-A 組織が生成した場合には、HAZ 靭性は M-A 組織量の増加に比例して顕著に劣化することがわかった。低温γ域に加熱ないしは再熱された HAZ では、M-A 組織は生成するものの、塊状でランダムにフェライト粒界付近に生成しており、フェライト自体も炭素固溶度の低い軟質なものとなっていることが読み取れた。このような塊状の M-A 組織の場合には、M-A 組織量が増加しても HAZ 靭性の劣化は非常にわずかであった。すなわち、M-A 組織が生成するために HAZ 靭性が単純に劣化するものではなく、M-A 組織がα地の変形を拘束する形でラス状に生成した時のみ、HAZ 靭性の顕著な劣化をもたらすということが明確となった。

第３章では、HAZ 部の靭性に対して最も影響力の大きい元素と考えられているマイクロアロイ元素に焦点をあて、その代表的元素である Ti と Nb について CGHAZ の熱サイクルに伴う変化、影響について調査した。マイクロアロイは強力な炭窒化物生成元素であり、通常母材中には炭窒化物として存在することから、溶接熱に伴うこれら炭窒化物の存在形態の変化について観察、推定を行った。その結果、TiN 以外の炭窒化物は熱サイクルに伴って溶解してしまうことがわかった。ただし、Ti と Nb の両元素を含んだ鋼の場合には母材中には Ti-Nb 複合炭窒化物が生成され、ピーク温度で全ての炭窒化物が一旦溶解した直後に、ピーク温度において熱力学的に安定な TiN に富んだ炭窒化物となって再

析出することがわかった。その結果、Ti と Nb を複合添加した鋼では CGHAZ 中のオーステナイト粒成長が単調ではなく、ピーク温度付近で不均一な粒成長を起こすことから混粒となる場合があり、HAZ 靭性に与える影響は Ti 単独添加鋼の場合に比べて複雑なものとなる。また、ピーク温度で母材に再固溶した Ti や Nb は、溶接入熱が低い場合には冷却後も母地に過飽和に固溶したまま残り、γ→α変態挙動に大きな影響をもたらしていることが推察された。一方、大入熱溶接の場合には一旦固溶した Ti や Nb は冷却サイクル中に炭窒化物として全て再析出し、γ→α変態へ与える影響は弱くなるものと考えられた。

また、ボロンもマイクロアロイと同様な性質を有しており、実用上有用な元素であることから、同時に冶金的な洞察を加えた。ボロンのマイクロアロイとの決定的な違いは、元素の大きさが小さいことであり、その結果母地中の拡散速度が非常に速く、比較的小入熱の溶接サイクルにおいても冷却中に BN として再析出し、これが変態組織に影響を与えるものと考えられた。

第４章では、小入熱多層溶接の場合に、HAZ からの破壊が実際にどのように生じるかを調べるべく、第２章と同じ鋼材を用いて同じ溶接入熱で実溶接継手を製作し、Fusion line において CTOD 試験を実施した。その結果を解釈すべく、第２章の試験結果を利用して HAZ 中各組織の機械的性質を推定する方法を開発し、CTOD 試験片を破壊ノッチ先端でセクショニングした断面組織に適用した。その結果、HAZ 中の破壊起点は常にラス状 M-A 組織によって硬化した領域（LHZ）の端部に相当していた。ただし、その起点は必ずしも CTOD ノッチ先端線上で最も靭性の劣化した個所とは限らないことがわかった。すなわち、LHZ が周囲の軟化部の塑性変形によって塑性拘束を受け,その影響が一番大きい LHZ 端部から破壊が発生するという構図をみることができた。

第５章では、溶接入熱に伴う HAZ 靭性支配因子の変化について調査した。まず、小入熱時に HAZ 靭性劣化因子のひとつである M-A 組織は、入熱が増加して緩冷却となることによって分解し、その HAZ 靭性への悪影響が消失することが確認できた。また、小入熱時のもうひとつの HAZ 靭性支配因子であるオーステナイト粒径についても、溶接入熱が大きい場合には、HAZ 靭性との相関が弱まることが観察された。一方、最終の HAZ 組織も加味した破壊に対する粒度を示す破面単位で整理すると、HAZ 靭性との相関が非常に強いことがわかった。すなわち、溶接入熱の増加につれて、その HAZ 支配因子が（M-A 組織＋オーステナイト粗大化）から（破面単位）へと移り変わることがわかった。

第６章では、第２章から第５章で得られた成果を応用し、HAZ 靭性の良好な鋼材を開発した。第５章の成果として明確になったごとく、小入熱溶接と大入熱溶接では HAZ 靭性を支配するミクロ因子が異なることから、それぞれの溶接に適した鋼材を個別に開発した。まず、小入熱溶接施工される代表的な鋼構造として、海洋構造物を取り上げ、それに適した高性能厚鋼板を開発した。M-A 組織の生成を抑制するために、Al 量を下げることによって鋼中の炭素原子の拡散速度を上げ、冷却中の M-A の分解速度を高めるという思想に則って開発した、API 2W 規格の最大 102mm 厚 Gr.50 および最大 76mm 厚 Gr.60 鋼板は、安定した高い HAZ 靭性と優れた溶接性とを具備し、メキシコ湾岸の MARS を始めとする多くの TLP に採用された。一方、大入熱溶接施工される代表的な鋼として LPG 船タンクおよび船殻材を取り上げ、SEG-ARC 溶接のような大入熱溶接が実施されても LPG 設計温度（-51℃）で高い HAZ 靭性を保持し得る鋼材を開発した。そのためにボロンを活用し、HAZ 中に均一なフェライト生成を促進し、その効果を最大限に利用するために、低 Al-中 N 化するという手法を適用した。その結果、大入熱溶接を実施しても、LPG 設計温度で破壊発生および破壊進展に対して優れた抵抗を有することが確認され、多くの LPG 船に適用された。

以上の研究を通して、低炭素鋼溶接熱影響部の靭性がどのようなミクロ因子に影響され、その結果として溶接継手 HAZ からの脆性破壊がどのように発生するかという機構について系統的に理解することができた。これらの因果関係の底に存在する鉄鋼材料の性質をさらに掘り下げていくことによって、溶接部の品質を今後とも更に向上させていくことができるものと信じている。

謝　　辞

本研究をまとめるにあたり、御親切なる御指導、御教示を賜った大阪大学接合科学研究所教授小溝裕一博士、同工学研究科教授豊田政男博士、同工学研究科教授南二三吉博士、同接合科学研究所教授池内建二博士、に厚く御礼申し上げます。

本研究を始める機会を与えて頂くと同時に最初に溶接冶金の世界へ導いて頂き、更に材料技術者として自立するために多くの御指導を頂きました別所清博士に深く感謝致します。

また、透過型電子顕微鏡を通して鋼の組織観察、析出物観察・解析を御教授頂き、本論文第３章の溶接 HAZ 中の析出物キネティクス研究を共に推進して頂いた、故 George C. Weatherly 博士に深甚なる感謝の意を表します。

本論文第５章の実験の推進に協力を頂いた加茂孝浩君に心から感謝致します。また本研究の完遂のために影ながら励ましを頂きました橋本保博士に厚く御礼を申し上げます。

最後になりますが、鋼の溶接熱影響部は、溶解～凝固～変態～再熱影響といった全ての冶金現象を短時間の間に一ヶ所で受け持つ、非常に苛酷な環境に耐えなければならない、鋼構造物の要となる個所です。その中で起こるある一瞬の冶金現象・構造力学的効果を発見し、洞察し、その工業的な利用方法を考案してこられたこれまでの多くの先輩諸氏の素晴らしい研究に対して、深く敬意を表したいと思います。

参考文献

１）小指軍夫：“制御圧延と厚鋼板の機械的性質”、第 36・37 回西山記念技術講座（厚鋼板の材質上の諸問題）、（1975）、p.63-96

２）別所　清、善永　悠、渡辺征一、中村昌明、鈴木秀一：“厚鋼板の直接焼入製造技術”、鉄と鋼、第 70 年　第 10 号　(1984)、p.1407-1413

３）S. Watanabe, K. Arimochi, N. Komatsubara, H. Yoshinaga, and S. Suzuki: “Development of High Strength Steel Plate with Superior Weldability by Direct-quenching Process,” The Sumitomo Search, No. 32 May (1986), p. 42-52

４）大内千秋、大北智良、山本定弘：“制御圧延後の加速冷却の機械的性質に及ぼす影響”、鉄と鋼、67（1981）、p.969-978

５）日本溶接協会：“WES2805　溶接継手の脆性破壊発生及び疲労き裂進展に対する欠陥の評価方法”、(1997)

６）中西睦夫、小溝裕一、深田康一：低炭素低合金鋼の溶接熱影響部の限界 CTOD 値に関する研究、溶接学会論文集　第４巻（1986）第２号、p.447-452

７）小溝裕一、深田康一：低炭素低合金鋼溶接熱影響部の CTOD 特性と島状マルテンサイト、溶接学会論文集　第６巻（1988）第１号、p.41-46

８）井川博、大重広明、田上豊明：高張力鋼溶接熱影響部に生成される島状組織に関する研究、溶接学会誌、第４９巻（1980）第７号、p.467-472

９）土師利昭、粟飯原周二、萩原行人、他：引張強度 50 kgf/mm2 級高張力鋼溶接熱影響部の限界 CTOD に及ぼす局所脆化域の影響、鉄と鋼　第７４年　(1988)　第６号、p.1105-1112

１０）C. L. Davis and J. E. King: “Cleavage Initiation in the Intercritically Reheated Coarse-Grained Heat-Affected Zone: Part 1. Fractographic Evidence,” Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 25A, March (1994), p.563-573

１１）H. Ikawa, H. Oshige and T. Tanoue: “Effect of Martensite-Austenite Constituent on the HAZ Toughness of a High Strength Steel,” IIW Doc.IX-1156-80 (1980)

１２）D. P. Fairchild and others: “A Study Concerning Intercritical HAZ Microstructure and Toughness in HSLA Steels,” Welding Research Supplement, December (1991), p.321-329

１３）B. C. Kim, S. Lee and others: “Microstructure and Local Brittle Zone Phenomena in High-Strength Low-Alloy Steel Welds,” Metallurgical Transactions A, Vol. 22A January (1991),

p.139-149
１４）笠松、高嶋、他：“溶接構造用高張力鋼の溶接熱影響部の靭性に及ぼす島状マルテンサイトの影響”、鉄と鋼、第 65 年（1979）第８号、p.1222-1231
１５）S. Aihara and K. Okamoto: “Evaluation of LBZ Susceptibility of Offshore Structural Steels by CTOD and Instrumented Pre-Crack Charpy Impact Test,” Proceedings of Fourth International Offshore and Polar Engineering Conference, Osaka, Japan, April 10-15 (1994), p.198-205
１６）土師利昭、粟飯原周二、他：“高張力鋼溶接部限界 COD 値に及ぼす諸影響因子の検討”、日本造船学会論文集、第 162 号(1988)、p.447-455
１７）佐藤、豊田、南、有持、中西、佐藤：“新しい局部 CTOD 仮説の提案とその溶接部への適用”、溶接学会論文集、第２巻 (1984)、p.447-454
１８）佐藤、豊田、佐藤：“強度の異なる材の接合面近傍に存在するき裂のまわりの応力・ひずみ挙動”、溶接学会論文集、第３巻 (1985)、p.617-624
１９）豊田、南、羽田、鈴木、有持、別所：“溶接 HAZ 切欠材の応力―ひずみ挙動に及ぼす HAZ の耐力低下の影響”、溶接学会全国大会講演概要、No.50 (1992)、p.262-263
２０）F. Minami, S. Hada, C. Ruggiweri, M. Toyoda: “Analysis of Strength Mis-Matching of Welds on Fracture Performance of HAZ-Notched Joint,” IIW Doc. X-1254-92 (1992)
２１）佐藤邦彦、豊田政男：“機械的性質の不連続部をふくむ材の静的引張強度に関する基礎的研究”、溶接学会誌、第 40 巻（1971）第 9 号、p.885-900
２２）佐藤邦彦、豊田政男、他：“力学的性質の急変部に切欠きをもつ材の塑性変形挙動とき裂開口変位”、溶接学会誌、第 52 巻（1983）第 2 号、p.154-161
２３）F. Minami, H. Jing, M. Toyoda, F.Kawabata and K. Amano: “Effect of Local Hard Zone on Fracture Initiation of Weld HAZ,” IIW Doc. X-1254-92 (1992)
２４）川畑文丸、天野虔一、他：“鋼溶接熱影響部靭性に及ぼす局部的硬化部の形態効果”、日本造船学会論文集、第 173 号(1993)、p.349-357
２５）松田昭一、関口昭一、景山英明：“低炭素鋼溶接熱影響部のシャルピー値のバラツキの統計的解析”、鉄と鋼、第 64 年（1978）第 8 号、p.1209-1218
２６）田中潔、高島弘教、三村宏：“COD 試験に現われるバラツキとじん性分布の関係”、圧力技術、Vol. 17（1979）No.6、p.296-301
２７）貝原正一郎、村山武弘、他：“局部的劣化部を含む鋼溶接継手の曲げ限界 COD 値と引張破壊強度”、溶接学会論文集、第 2 巻（1984）第 3 号、p.455-462
２８）佐藤邦彦、豊田政男、南二三吉：“溶接部のへき開破壊発生限界値のばらつきに関

する確率論的検討”、溶接学会論文集　第２巻（1984）第３号、p.440-447
２９）佐藤邦彦、豊田政男、南二三吉：“最弱リンクモデルに基づく溶接部の局部劣化部靭性推定手法”、溶接学会論文集　第３巻（1985）第１号、p.82-89
３０）J. D. Landes and D. H. Shaffer: “Statistical Characterization of Fracture in the Transition Resion,” ASTM STP 700 (1970), p.368-
３１）中西睦夫、小溝裕一、瀬田一郎：“低Ｎ領域における Ti 処理効果”、溶接学会論文集　第 2 巻（1984）第 1 号、p.33-39
３２）船越、田中、上田、石川、腰塚、小林：“希土類元素とＢ添加による高張力鋼の大入熱溶接ボンド部の組織と靭性の改良”、鉄と鋼　第 63 年 (1977) 第 2 号、p.303-312
３３）大谷、渡辺、川口、山口：“ボロン添加と低シリコン化による 60kg/mm^2 級高張力鋼板の大入熱溶接継手ボンド部の靭性改善”、鉄と鋼　第 64 年 (1978) 第 14 号、p.2205-2214
３４）古澤　遵、有持和茂、蔵保浩文、中野直和、鈴木秀一：“大入熱溶接用高張力鋼板の開発”、住友金属　Vol. 40 (1988) No.1, p. 39-48
３５）中西睦夫、小溝裕一、瀬田一郎：“窒化物及び酸化物分散による溶接ボンド部の靭性改善”、溶接学会誌　第 52 号（1983）第 2 号、p.117-124
３６）荻林成章：“オキサイドメタラジー技術の進歩”、新日鉄技報　第 351 号（1993）、p.64-69
３７）T. Haze and S. Aihara: “Influence of Toughness and Size of Local Brittle Zone on HAZ Toughness of HSLA Steels,” Proceedings of the Seventh International Conference on Offshore Mechanics and Arctic engineering, Houston, February 7-12 (1988), p.515-523
３８) M. F. Ashby and K. E. Easterling: “A First Report on Diagrams for Grain Growth in Welds,” Acta Metallurgica, Vol. 30 (1982), p.1969-1978
３９) J. C. Ion, K. E. Easterling and M. F. Ashby: “A Second Report on Diagrams of Microstructure and Hardness for Heat-Affected Zones in Welds,” Acta Metallurgica, Vol. 32 (1984), p.1949-
４０）佐藤邦彦編：溶接構造要覧（1988）
４１）平井征夫：高張力鋼の M-A Constituent（島状マルテンサイト）とじん性、溶接学会誌　第 50 巻（1981）第 1 号、p.37-46
４２）K. E. Easterling, “Introduction to the Physical Metallurgy of Welding,” Butterworths (1983)
４３）S. Suzuki and G. C. Weatherly: “Characterization of Precipitates and Grain Growth in

Simulated HAZ Thermal Cycles of Ti-Nb Bearing Steel Weldments," HSLA Steels '85, American Society for Metals, Beijing, November 4-7 (1985)

４４）API: "Recommended Practice for Preproduction Qualification for Steel Plates for Offshore Structures," API Recommended Practice 2Z, Fourth Edition, September (2005)

４５）クルジュモフ、ウテェフスキー、エンティン：鉄鋼の相変態、アグネ技術センター（1987）

４６）BS7448: "Fracture mechanics toughness tests - Part1. Method for determination of K_{IC}, critical CTOD and critical J values of metallic materials" British Standard (1991)

４７）関根、丸山："コントロールドローリングによる高靭性高張力鋼製造に関する基礎研究"、製鉄研究　第 289 号　(1976)、p.11920-11938

４８）国重、橋本、行俊 : "V や Nb を含有する制御圧延鋼における析出強化"、鉄と鋼　第 66 号（1980）第 1 号、p.63-72

４９）M. G. Akben, I. Weiss and J.J. Jonas: "Dynamic Precipitation and Solute Hardening in a V Microalloyed Steel and Two Nb Steels Containing High Levels of Mn," Acta Metallurgica Vol.29 (1981) p.111-121

５０）池島："特殊加工熱処理法による高靭性低温用鋼の製造方法の開発"、鉄と鋼、第 65 年 (1979) 第 10 号、p.1644-1650

５１）J. J. Hren, J. I. Goldstein and D. C. Joy: "Introduction to Analytical Electron Microscopy," Plenum Press (1979)

５２）D. C. Houghton, G. C. Weatherly and J. D. Embury: Unpublished paper

５３）D. C. Houghton, G. C. Weatherly and J. D. Embury: "Recent Advances in Physical Metallurgy of Steels," University of Liverpool, U. K., p.135, published by the Metals Society, London (1982)

５４）S. Suzuki, K. Arimochi, J. Furusawa, K. Bessyo and R. Someya: Development of LBZ-Free Low Al-B-Treated Steel Plates, Proceedings of the 8th International Conference on Offshore Mechanics and Arctic Engineering, ASME, The Hague, March 19-23 (1989), p.657-663

５５）邦武、寺崎、大森、大谷："調質高張力鋼の靭性におよぼす変態組織の影響"、鋼の強靭性、Climax Molybdenum Development Company (Japan) Ltd. (1971)、p.83-100

５６）J. J. Jonas and I. Weiss: "Effect of Precipitation on Recrystallization in Microalloyed Steels," Metal Science, March-April (1979), p.238-245

５７）M. J. White and W. S. Owen: "Effects of Vanadium and Nitrogen on Recovery and Recrystallization During and After Hot-Working Some HSLA Steels," Metallurgical Transactions,

Vol. 11A (1980), p.597-604
５８）岡口、橋本、大谷：“加速冷却鋼における微量添加元素の変態組織・機械的性質に及ぼす影響”、日本鉄鋼協会編「鉄鋼の変態挙動」 (1989)、p.56-65
５９）谷野：“鉄鋼における炭化物の析出”、日本金属学会会報、第６巻 (1967) 第１号、p.23-37
６０）A. M. Adair, J.W. Spretnak and R. Speiser: “Effect of Boron on the Relative Interfacial Tension of Gamma Iron,” Transactions AIME, Journal of Metals, February (1955) p.353-354
６１）Y. Ohmori: “The Isothermal Decomposition of an Fe-C-B Austenite,” Transactions ISIJ, Vol.11 (1971) p.339-348
６２）D. Bergner: “Diffusion of C, N and O in Metals”, DIMETA-82 Diffusion in Metals and Alloys, Hungary, 30 August to 3 September (1982), p.223-239
６３）日本金属学会：金属データブック改訂３版、丸善 (1993)
６４）及川洪：“鉄中の格子拡散”、鉄と鋼、第 68 年 (1982) 第 10 号, p.1489-1497
６５）W. E. Voice and R. G. Faulkner: “Computer Simulated Dissolution of Carbide Precipitates in Alloys,” Metal Science, Vol.18 (1984), p.411-418
６６）R. A. Tanzilli and R. W. Heckel: “Numerical Solution to the Finite, Diffusion-Controlled, Two-Phase, Moving Interface Problem (with Planar, Cylindrical and Spherical Interfaces),” Transactions of the Metallurgical Society of AIME, Vol.242 (1968), p.2313-2321
６７）J. Crank: “The Mathematics of Diffusion,” Clarendon Press, Oxford (1956)
６８）B. Carnahan et. al: “Applied Numerical Methods”, John Wiley & Sons Inc. (1969)
６９）L. E. Toth: “Transition Metal Carbides and Nitrides,” Refractory Materials Vol.7, Academic Press (1971)
７０）D. C. Houghton: Unpublished paper
７１）笠松、高嶋、細谷：“50kg/mm^2 級高張力鋼板の大入熱溶接熱影響部の靭性におよぼす Ti および N 量の影響”、鉄と鋼、第 65 年（1979）第８号、p.1232-1241
７２）中尾、大重、野井：“高張力鋼多層盛溶接熱影響部の組織分布”、溶接学会論文集、第３巻 (1985) 第４号、p.92-99
７３）金島慶在：“鋼溶接継手の破壊性能評価のための破壊靭性試験のあり方に関する考察”、修士論文、大阪大学工学部生産加工工学科
７４）J. R. Cahoon: “An Improved Equation Relating Hardness to Ultimate Strength,” Metallurgical Transactions, Vol.3 (1972), p.3040

７５）萩原：“隅肉溶接トウ部の表面切欠からの脆性破壊発生特性評価”、日本造船学会論文集、第 157 号 (1985)、p.333-342
７６）鈴木春義：“鋼の炭素当量と溶接部の最高硬さと割れ”、鉄と鋼　第 70 年　(1984) 第 16 号、p.2179-2187
７７）JIS G 0551：“鋼－結晶粒度の顕微鏡試験方法”、(2005)
７８）ASTM E1290-02: “Standard Test Method for Crack-Tip Opening Displacement (CTOD) Fracture Toughness Measurement,” (2003)
７９）EEMUA（The Engineering Equipment and Materials Users Association）: “Construction Specification for Fixed Offshore Structures in the North Sea, Publication No. 158,” (1991)
８０）深田、小溝：“低炭素低合金鋼溶接熱影響部の限界 CTOD 特性に及ぼす Al 含有量の影響”、溶接学会論文集、第 10 巻（1992）第 3 号、p.409-415
８１）住友金属工業㈱カタログ：”Sumitomo Large-Diameter Steel Pipe,” 2002
８２）API: “Specification for Steel Plates for Offshore Structures, Produced by Thermo-Mechanical Control Processing (TMCP),” API Specification 2W, Fifth Edition, December (2006)
８３）API: “Recommended Practice for Preproduction Qualification for Steel Plates for Offshore Structures,” API Recommended Practice 2Z, Second Edition, July 1 (1992)
８４）相浦照行：“グラビティ代替としての簡易自動溶接”、日本造船学会誌、第 771 号（1993）、pp.604-609
８５）渡辺栄一：“造船分野における材料利用技術課題”、第 159・160 回　西山記念技術講座、日本鉄鋼協会（1996）、p.199-218
８６）日本海事協会：“鋼船規則集”（1990）
８７）T. Kanazawa, S. Machida, H. Yajima, M. Aoki: “Study on Brittle Crack Arrester, -Consideration on the Arrest of a Very Long Crack-,” The Society of naval Architects of Japan, Vol.11 (1973), p.135-147
８８）矢島浩、多田益男、他：“船体用鋼板の破壊靭性値推定法に関する一考察”、西部造船学会会報、第 75 号（1988）、p.200-211
８９）矢島浩、川野始：“船舶の脆性亀裂事故の解析例”、日本造船学会溶接研究委員会第一分科会試料、1-550　（1982）
９０）日本造船研究協会第 193 研究部会：“新製造法による 50 キロ級高張力鋼の有効利用に関する研究報告書”、日本造船研究協会報告　第 100 号（1985）

本研究に関する発表論文

(1) S. Suzuki and G. C. Weatherly: “Characterization of Precipitates and Grain Growth in Simulated HAZ Thermal Cycles of Ti-Nb Bearing Steel Weldments,” HSLA Steels ’85, American Society for Metals, Beijing, November 4-7 (1985)

(2) S. Suzuki, G. C. Weatherly and D. C. Houghton: “The Response of Carbo-Nitride Particles in HSLA Steels to Weld Thermal Cycles,” Acta Metallurgica, Vol. 35, No. 2, (1987), pp. 341-352

(3) 別所　清、鈴木秀一、有持和茂、矢島　浩、多田益男、阪井大輔：“低温型 LPG 船用新低温用鋼板の開発”、圧力技術　第 29 巻　第 4 号　(1991)、pp.. 186-192

(4) S. Suzuki, K. Bessyo, K. Arimochi, H. Yajima, M. Tada and D. Sakai: “Low Temperature Type New TMCP Steel Plate for LPG Carriers,” Proceedings of the 4th International Offshore and Polar Engineering Conference, Osaka, April 10-15 (1994), p. 591-595

(5) S. Suzuki, K. Sueda, H. Iki and J. D. Smith: “Metallurgical Design Basis, Qualification Testing, and Production History of 50 ksi and 60 ksi Steel Plate for The MARS TLP Deck Fabrication,” OMAE, Vol.3, ASME, (1995), p. 337-346

(6) 鈴木秀一、別所　清、豊田政男、南二三吉：“多層溶接熱影響部における島状マルテンサイトの形態と破壊特性”、溶接学会論文集　第 13 巻　第 2 号　(1995)、 p. 293-301

(7) 鈴木秀一、別所　清、豊田政男、南二三吉：“特性分布図による溶接熱影響部 CTOD 靭性の解釈”、溶接学会論文集　第 13 巻　第 2 号　(1995)、 p. 302-308

(8)鈴木秀一、加茂孝浩、小溝裕一：“大入熱溶接熱影響部における島状マルテンサイトの形態と破壊靭性”、溶接学会論文集、第 25 巻　第 4 号　(2007)、p.532-536