

ラインパイプ用鋼管製造におけるプロセスメタラジー

為広 博 Hiroshi Tamehiro
朝日 均 Hitoshi Asahi

新日本製鐵(株) 技術開発本部 鉄鋼研究所鋼材第2研究部 主幹研究員
新日本製鐵(株) 技術開発本部 鉄鋼研究所鋼材第2研究部 主任研究員

Process Metallurgy in the Manufacture for Line Pipe

1 はじめに

鋼管の用途は油井用鋼管、ラインパイプ、ボイラー鋼管、構造用鋼管など実に多岐にわたり、要求される特性も多種多様である。一般に鋼の特性は合金設計や熱処理などによって達成されるが、最近では省合金、省工程の観点からTMCP(Thermo-mechanical Controlled Processing)に代表されるように材料特性を圧延・成形と同時に達成しようとする傾向が強くなった。鋼管製造において、組織・析出物制御という側面からプロセス制御により種々の特性を創造しているもっとも代表的な鋼は天然ガス・原油輸送用のラインパイプである。寒冷地や海底に敷設されるラインパイプに求められる特性はとくに高度なものであり、これらを製造するために製鋼から鋼板製造、鋼管成形に至るまで数多くの新技術が開発された。本解説では、幹線パイプラインに使用される電縫鋼管、UOE鋼管を対象に、まず要求特性、合金設計について簡単に触れ、続いて素材となる鋼板製造プロセスにおける組織・析出物制御による鋼特性の向上(プロセスメタラジー)について述べる。

2 ラインパイプの要求特性

鋼管製造プロセスにおける組織・析出物制御の目的は鋼特性の向上である。ここで鋼管に求められる特性に簡単に触れておく。ラインパイプに要求される基本的な特性は強度、低温靱性と現地溶接性であり、硫化水素(H_2S)など腐食性物質を含有する流体の場合には、耐食性が求められる。このような諸特性はFig.1^{1,2)}に示すように年を追って厳格化してきた。強度的には米国石油協会(API)規格X80が最高レベルで、1990年代に入って本格的な実用化が始まった。パイプラインの高張力化や寒冷地、深海パイプラインの発達により低温靱性レベルも高度化(使用温度の低下、靱性値の上昇)してきた。パイプラインの現地における円周溶接は寒冷地、海上など過酷な自然環境下で行わねばならないため現地溶接性の向上が求められ、その尺度である炭素当量(Ceq)の低

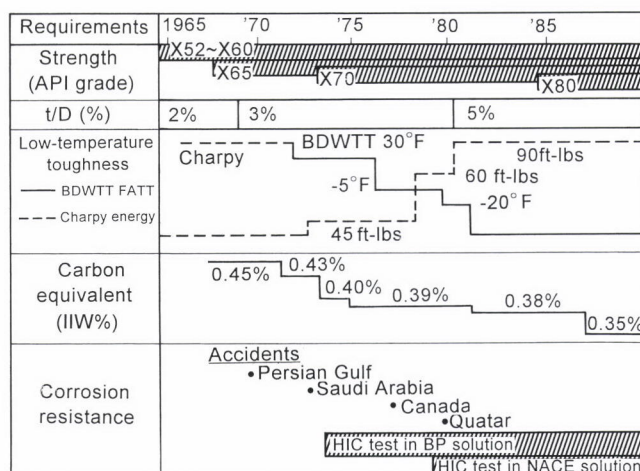


Fig.1. Changes in line pipe property requirements.

減が行われてきた。さらに硫化水素を含有する天然ガス・原油パイプラインが増加し、耐サワー性すなわち水素誘起割れ(HIC)や硫化物応力割れ(SSC)に対する抵抗力が求められる場合が多くなった。以上の特性は金属学的に相反する関係にあるが、個々に要求されることはなく、複数の特性が同時に要求される。複合特性を実現するためにラインパイプ製造の中心技術としてプロセスメタラジーは発展した。

3 ラインパイプの合金設計

ラインパイプ用鋼は大量生産型の高級鋼であり、生産性・経済性を考慮して圧延ままで製造することが前提とされた。その結果、ラインパイプ用鋼の製造技術はNb添加鋼の制御圧延技術とともに発展してきた。Nbは制御圧延鋼に通常0.01~0.05%程度添加されるが、その主たる役割は、次の二つである。

- (1) 熱間圧延中にオーステナイト(γ)相に固溶もしくは歪誘起析出(Nb(CN))し、 γ 再結晶を抑制してオーステナイト-フェライト変態後のフェライト(α)粒径を微細化、強度と低温靱性を同時に高める。
- (2) 変態後の α 相に微細なNb(CN)が整合析出し、析出硬化

によって強度を増加させる。

Nb添加を基本として、高強度ラインパイプ用鋼の化学成分は、(1)フェライト・パーライト組織のNb-(V)系、(2)アシキュラー・フェライト組織のNb-Mo系および(3)低炭素ベイナイト組織のNb-B系の三つに大別される。(1)、(2)におけるMo、B添加の目的は鋼の焼入性向上である。

4 鋼管製造におけるプロセスメタラジー

4.1 連続 casting スラブ製造プロセス³⁾

連続 casting スラブ製造プロセスにおける組織・析出物の制御は、スラブの軸心部に存在するマクロ偏析（中心偏析）の改善や割れ防止の観点から行われてきた。中心偏析の改善に対しては、等軸晶凝固組織が有効とされ、低温、低速の casting や電磁攪拌が採用された。電磁攪拌は未凝固部の残溶鋼を電磁力で攪拌して凝固組織を等軸晶化し、マクロ偏析を改善する技術で、一般のラインパイプ用鋼の製造に採用されている。しかしながら中心部および中心以外の等軸晶組織には、分散したセミマクロ偏析（断続的に連なった島状の偏析）が存在し、そのサイズが大きい場合、鋼板での硬化組織生成の原因となり耐HIC特性が低下する。このためセミマクロ偏析低減の観点から軽圧下法が注目され、分割ロール等の採用や圧下条件の適正化が行われている。軽圧下法は凝固末期のスラブ支持ロール間隔を凝固収縮量に見合うだけ狭めることによってクレーターエンド近傍の凝固収縮量を補償し、デンドライト間の溶鋼流動を防止しようとする技術で、耐サワーラインパイプ用鋼の製造には不可欠である。凝固収縮量の目安としてV偏析の有無があるが、軽圧下法ではV偏析も逆V偏析も生じない適正な圧下量を付与する必要がある。Fig.2に圧下量と中心偏析評点との関係を示す⁴⁾。この場合、最適な圧下量は0.7 mm/m程度である。

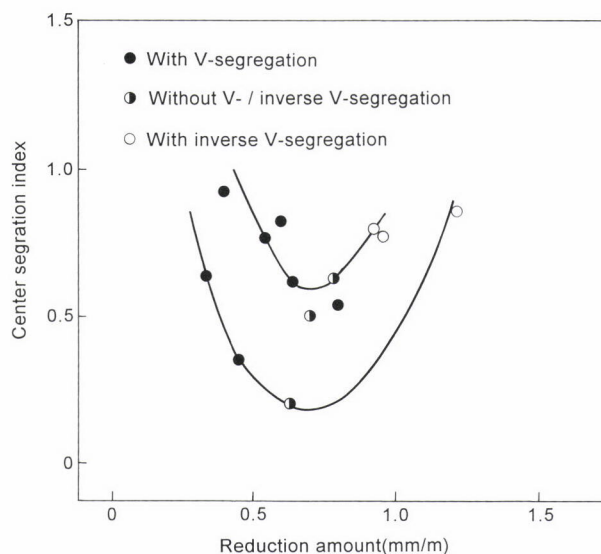


Fig.2. Effect of soft reduction amount in slab continuous casting on center segregation index.

4.2 圧延・成形製造工程

4.2.1 ホットチャージ圧延

スラブの再加熱工程での省エネルギーをはかるため、高温（ Ar_3 変態点以上）の連続 casting スラブを再加熱圧延するホットチャージ圧延(HCR)が実用化され、この適用が低合金高張力鋼まで拡大されつつある。しかしながらラインパイプ用鋼板の製造への適用には多くの制約がある。Fig.3に再加熱工程の模式図を示す⁵⁾。(a)は室温(CCR)もしくは Ar_1 変態点以下まで冷却したスラブを再加熱圧延するウォームチャージ圧延(WCR)、(b)はHCR法、(c)はスラブを再加熱炉を経由しないで直接圧延するホットダイレクト圧延(HDR)である。HCRおよびHDRでは γ 組織や析出物の挙動が従来の再加熱圧延法と比較して変化し、鋼の性質も異なってくるため、その適用にあたってはこれらの挙動を十分に把握しておかなければならない。Fig.4は厚鋼板の機械的性質におよぼす加熱炉への鋼塊装入温度の影響を示したものである（再加熱温度：1200℃×1h⁶⁾）。HCR材の強度はCCR材よりもやや高いが、低温靱性は加熱炉への鋼塊装入温度が Ar_1 点を超えると急激に劣化しはじめ、この傾向は装入温度が高いほど強くなる。これは変態による γ 粒の微細化効

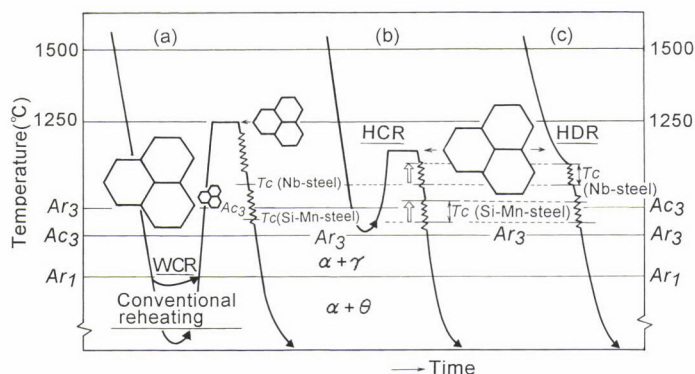


Fig.3. Slab reheating methods and their γ grain sizes at start of reductions.

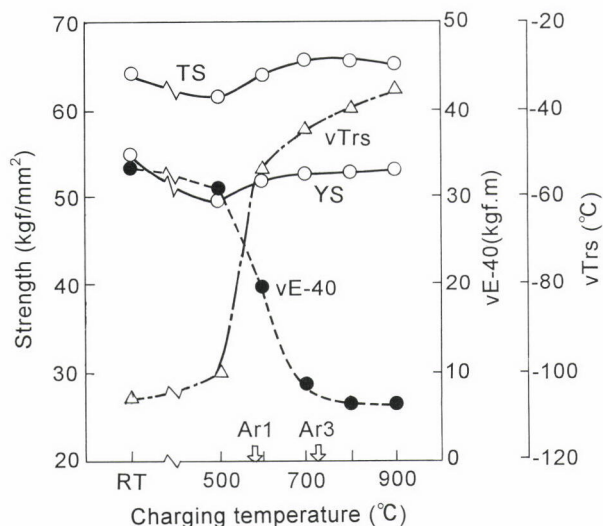


Fig.4. Effect of slab charging temperature into a reheating furnace on mechanical properties of Nb-B steel.

果が利用できないため、再加熱時の γ 粒径（初期 γ 粒径）が極めて大きくなり、この影響が鋼板にも受け継がれるためである。スラブ装入温度が Ar_3 点以上の場合、初期 γ 粒径は鑄造組織とほぼ同じ位大きい。HCR法では粗大な初期 γ 粒径を再結晶限界温度以上の圧延により細粒化できるかどうか鍵となるが、繰返し圧延によっても完全にその影響をなくすことはできない。このため低温靱性に対する要求が厳しいラインパイプ用鋼の製造では、スラブ装入温度（表面）が制限され（たとえば700°C以下）、WCRの領域に留まっている。しかし、ホットチャージ圧延は鋼の低温靱性を劣化させるばかりではない。微量Ti添加鋼（0.01%Ti）のHCRでは、低温靱性を劣化させることなく強度の向上が期待でき、ホットチャージ圧延は省合金に有効であることもわかっている。しかしながらHCRやHDRの実現には、材質上だけでなくスラブ温度確保での設備上の制約がある。

4.2.2 制御圧延技術

制御圧延は結晶粒を微細化する技術であり、組織の微細化は強度（降伏強さ：YS）と低温靱性を同時に向上させる数少ない手段の一つである。制御圧延における結晶粒の微細化機構は、スラブの再加熱工程も含めてFig.5⁷⁾に示すように四つの段階に分けることができる。すなわち(a)スラブ再加熱、(b)高温の γ 再結晶域での圧延、(c)低温の γ 未再結晶域での圧延および(d) ($\gamma + \alpha$) 二相域での圧延である。

スラブの再加熱（一般に1100～1250°C）では、Nb、Vなどの炭窒化物を固溶させる必要があるが、高温に再加熱すると γ 粒が粗大化し圧延後の組織の粗大化・混粒化の原因となる。この γ 粒の粗大化を抑制するにはTiNの利用がとくに有効である。 γ 粒の粗大化抑制に有効であるのは高温で安定な析出物であり、これらの析出物は粒界面の移動を阻止する効果をもっている。制御圧延による結晶粒の微細化をさらに押し進めるため、厚鋼板の製造工程ではスラブの再加熱温度を下げた極低温加熱圧延技術（たとえば900°C）も実用化された。この方法では、 γ 粒が粗大化しない温度域でスラブを再加熱、圧延するために焼きならし処理よりも微細で均一な結晶粒を得ることができる。

スラブ再加熱により粗大化した γ 粒は圧延・回復、再結晶の繰返しにより順次微細化する。高温域の圧延では、再結晶とその後の成長が短時間に進行し顕著な粒の細粒化は認められない。これに対して低温域の圧延を強化すると γ 粒は著しく微細化する。再結晶は動的再結晶と静的再結晶に分類されるが、鋼板の制御圧延では、前者による微細化は実現し難く、後者による微細化が重要である。実圧延の静的再結晶では、1パスあたりの圧下率が大きく、また圧延温度が低いほど小さな再結晶粒が得られる。次いで、再

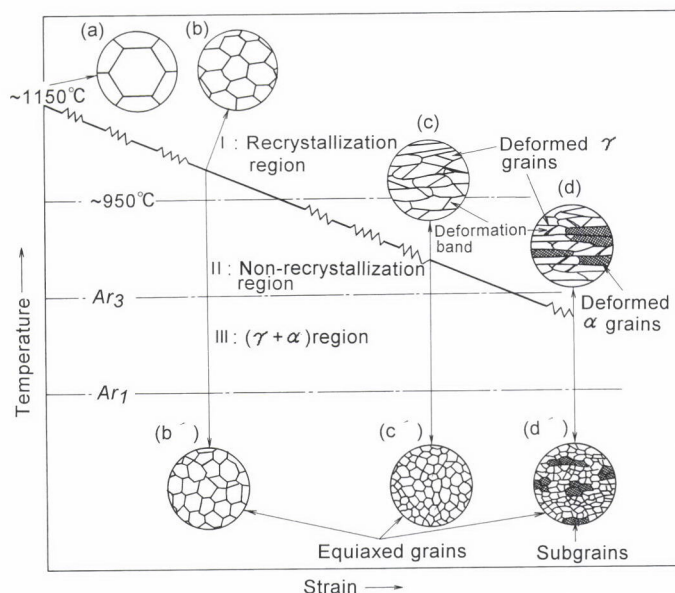


Fig.5. Schematic illustration of changes in microstructure in controlled rolling.

結晶が生じない γ 未再結晶域で圧延すると結晶粒が伸長して粒界面積が増大し、 γ 粒界での α 生成速度も増加する。また γ 粒内に多数の変形帯や焼鈍双晶が形成され、 γ 粒界とともにこれらも α 核生成サイトとして働くため、一層 α 粒は細粒化する。 γ 未再結晶域での累積圧下量の増大は Ar_3 変態点の著しい上昇をもたらすことが明らかにされており、これは制御圧延において圧延終了温度を設定する上で重要なことである。固溶元素による静的再結晶抑制効果はNbがもっとも強く、次いでTi、Al、Vの順である。このように通常N量ではVの再結晶抑制効果は弱い、Nを添加したVN鋼では大きいことが知られている。Moも再結晶抑制効果をもつが、Mo量0.5%以下では炭化物の析出やMo原子のクラスターリングは認められないことから、その機構は固溶MoによるSolute Drag効果と考えられる。NbやTi添加による再結晶抑制の機構は、固溶元素によるSolute Drag効果および微細析出物によるPinning効果の二つと考えられている。

さらに Ar_3 変態点以下の $(\gamma + \alpha)$ 二相域で圧延すると、未変態の γ 粒はより一層伸長して、粒内に変形帯を形成する。一方、変態した α 粒も加工され粒内にサブグレインを形成し加工硬化状態となる。このようにして α 粒は細粒化、同時に強度の増加も達成される。未再結晶域や二相域における圧延を強化すると、圧延集合組織が発達しFig.6⁷⁾に示すように、鋼板の機械的性質に面内異方性が生じる。異方性は γ 未再結晶域圧延の場合、小さいが、 $(\gamma + \alpha)$ 二相域圧延では大きくなる。しかしながらラインパイプの主応力方向(圧延と直角方向)の強度、低温靱性はいずれの圧延においても良好である。二相域圧延材では、(1)MnSの延伸化、(2)圧延面に平行な $\{100\} \langle 011 \rangle$ 集合組織の発達によ

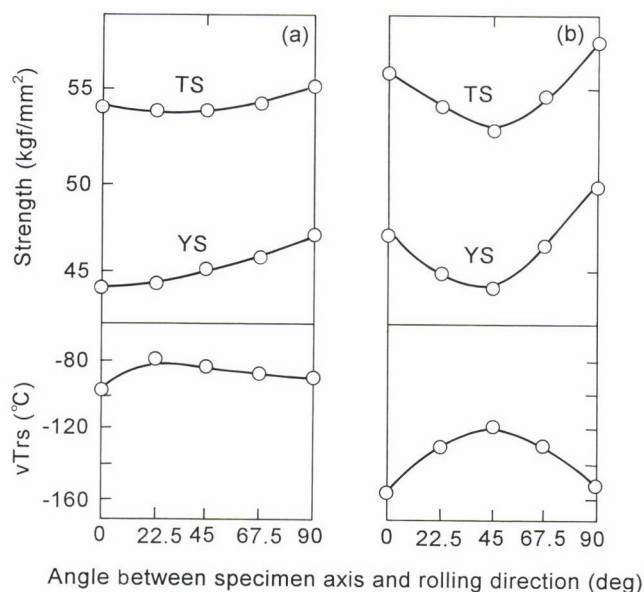


Fig.6. Anisotropies of strengths and 50%FATT (vTrs); finish-rolled in (a) nonrecrystallization γ region, and (b) $(\alpha + \gamma)$ region.

り、シャルピー衝撃試験片の破面にセパレーション(板面に平行な層状の剥離現象)の発生が顕著となる。セパレーションは亀裂先端での三軸応力度を低下させ、脆性破壊の伝播停止性能を向上させる。脆性破壊の伝播停止特性は天然ガスパイプラインの安全上極めて重要な特性である。セパレーション発生はシャルピー吸収エネルギーを低下させるが、これはS量の低減やCa処理による硫化物形態制御で改善可能である。ただし強度の二相域圧延はかえって低温靱性を劣化させる。

4.2.3 加速冷却技術

制御圧延後の冷却は空冷であり、組織・析出物の制御は十分とは言えない。そこで圧延後の加速冷却技術が開発、実用化された。加速冷却技術は圧延直後の鋼板を圧延ライン上で適正な冷却条件で水冷して材質を改善する技術で前述の制御圧延やマイクロアロイング技術と組み合わせて適用される。厚鋼板の加速冷却技術はFig.7に示すように三つのタイプに大別できる。タイプIは直接焼入法で圧延後の鋼板を高冷却速度で室温近くまで水冷する方法である。適当な延靱性を得るために、焼戻し処理が必須である。タイプIIは室温近くまで水冷するが、冷却速度を低～中程度として水冷ままで適当な延靱性を得る方法である。タイプIIIは変態温度域のみを適正な冷却速度で水冷し、その後空冷する方法である。この方法では加速冷却の途中停止による自己焼戻し効果により優れた延靱性が達成できる。ラインパイプ用鋼板の生産には、材質・生産性の面からタイプIIまたはIIIの方法が採用されている。電縫鋼管素材のホットコイル製造においては鋼板は水冷を途中停止後、巻き取り徐冷され、ほぼタイプIIIに相当する加速冷却法が採用されている。

加速冷却を適用することによってFig.8に示すように制御圧延鋼よりも均一で微細なフェライト・ベイナイト組織が得られ、低温靱性を損なうことなく高強度化が達成できるようになった。鋼を γ 未再結晶域圧延後に加速冷却すると、ひずみ

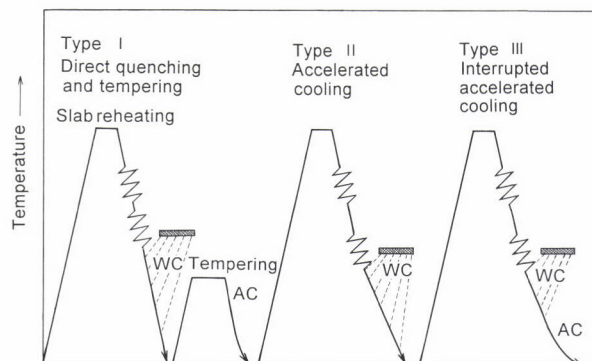
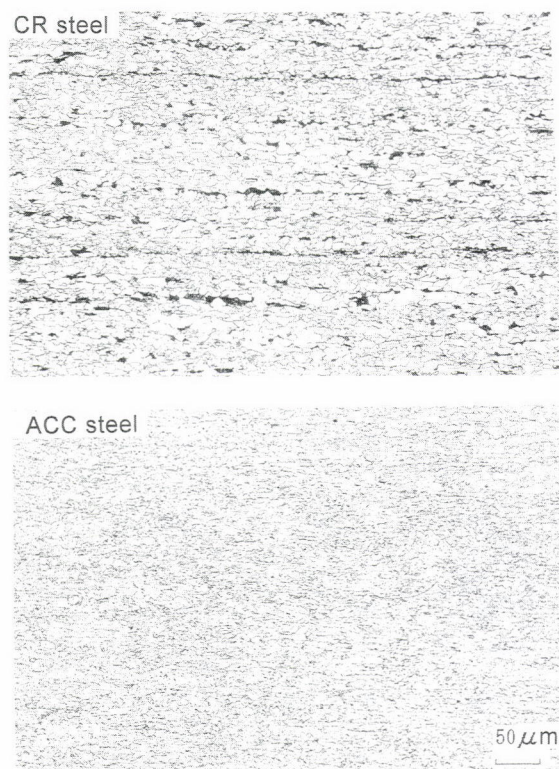


Fig.7. Accelerated cooling methods for heavy plate steel production.



CR : Controlled rolling, ACC : Accelerated cooling

Fig.8. Microstructures of controlled rolled steel and accelerated cooled steel.

の付与と加速冷却による過冷度の増大により γ 粒界、変形帯上での核生成が増加するとともに γ 粒内の転位や亜粒界、介在物近傍のひずみ集中域からの核生成が著しくなる。その結果、 α 粒径は著しく微細化する (Fig.9⁹⁾)。また加速冷却では、 γ 地に固溶したNbは焼き入れ性を増大しベイナイト分率を高めるとともに空冷時よりも微細にフェライト地に析出し強度を向上させる。このような加速冷却鋼の優れた特徴を得るには、制御圧延条件に加えて水冷開始温度、停止温度や冷却速度など加速冷却条件の最適化が必須である。

鋼の特性は加速冷却により向上するが、中でも炭素当量の低減と耐HIC特性の向上は重要である。加速冷却は鋼の低温靱性を劣化させることなく強度を増加させるので、制御圧延鋼に比較してより低い炭素当量で同一の強度を得ることができる。Fig.10はラインパイプ用鋼の炭素当量と引張強さとの関係を示す⁹⁾。加速冷却鋼では制御圧延鋼に比べて炭素当量を約0.04%低減することができ、溶接性の向上をはかることができる。この程度の炭素当量の低減であれば溶接による熱影響部(HAZ)の軟化は小さく実用上の問題はない。加速冷却は耐HIC特性の改善にも大きな効果を有する。これはFig.11⁹⁾に示すように適切なタイプⅢの加速冷却によって非偏析部と中心偏析部とのC分布が均一化し、中心偏析部の硬化組織が減少するとともに硬化相が微細に分散するためである。 γ 域において、Cが均一に分布していても空冷のように鋼板の冷却速度が遅く非偏析部と中心偏析部とで変態時間に大きな差が

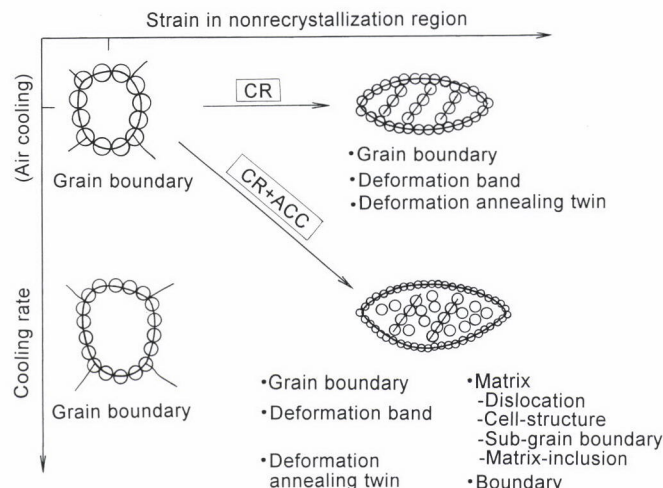


Fig.9. Effects of reduction in nonrecrystallization γ region and cooling rate on ferrite nucleation.

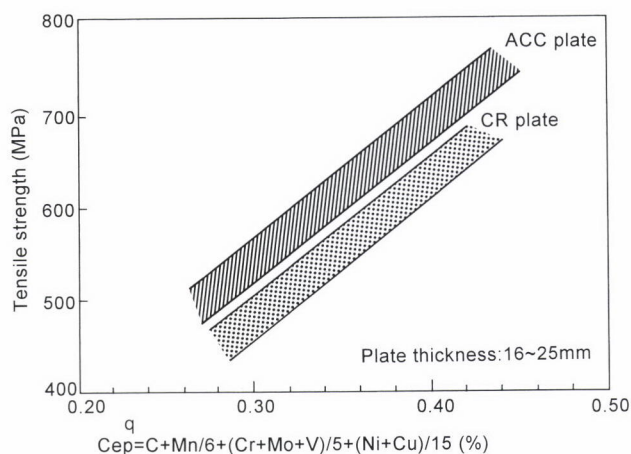


Fig.10. Effect of accelerated cooling on reduction of carbon equivalent.

生じる場合には、Cは偏析部の周辺に濃化し、硬化組織を形成する。これに対して冷却速度の速い加速冷却では、非偏析部と偏析部の変態時間差が小さく、非偏析部から偏析部へのC拡散は抑制される。

4.3 突き合わせシーム溶接工程

厚鋼板、ホットコイルは鋼管成形、突き合わせシーム溶接されて電縫鋼管、UOE鋼管に製造される。Fig.12はそれぞれの溶接部 (実験室溶接) の断面マクロ写真である。いずれのシーム溶接においても鋼は溶融するまで高温に再加熱されるので、この領域の低温靱性が大きな問題となる。電縫鋼管は高周波電流により電気抵抗加熱され連続的に溶融圧接される。低温靱性は(1)溶接欠陥 (冷接、ペネトレータなど)、(2)メタルフローに沿って延伸化した介在物および(3)ミクロ組織に支配される。溶接欠陥の低減、介在物の低減のため、溶接入熱量やアップセット量など溶接条件の適正化や溶接雰囲気 (露点の調整、Arシールなど) の制御が実施されている。欠陥に関しては溶接部に占める欠陥の面積率を0.1%程度以下にすれば優れた靱性が得られるこ

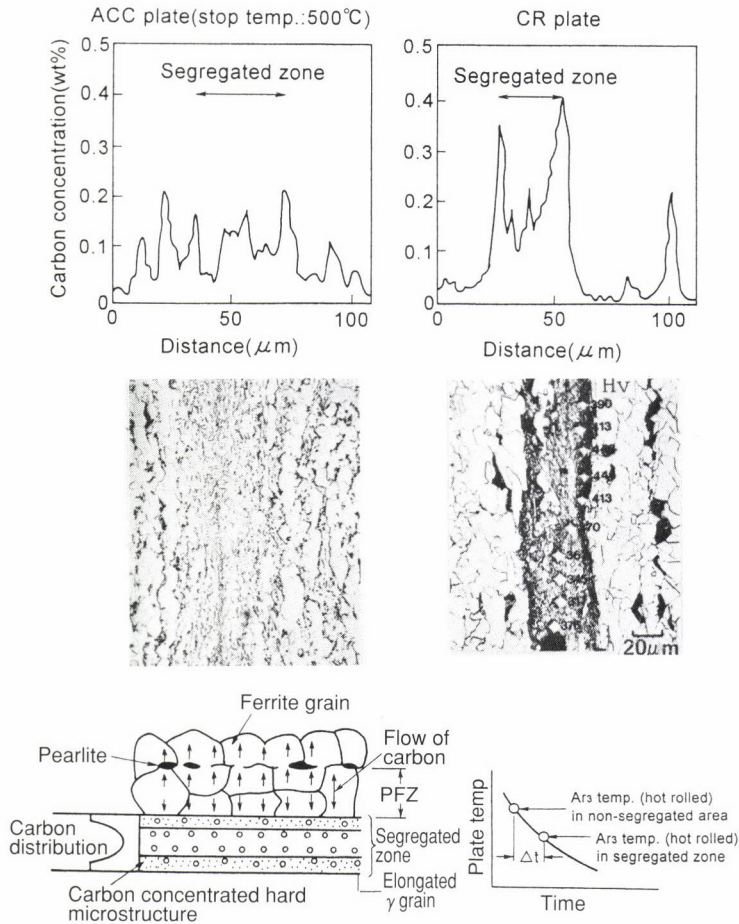


Fig.11. Distributions of C content and microstructures in center segregated portion of heavy plate steel.

とがわかっている。また介在物対策としてはとくにS量を減らした清浄鋼が使用される。電縫溶接部の中央にはC、Si、Mnが減少した白色層部が存在し、この位置の低温靱性はもっとも低い。この原因の一つは強アップセットに起因する「200」集合組織の発達である。この集合組織は熱処理により消滅させることができる。シーム溶接部のマイクロ組織は溶接直後にシーム部を鋼管外表面からの誘導加熱による熱処理によって制御される。熱処理の種類としては、目的に応じて焼きならし、焼入焼戻しなどがある。一方、UOE鋼管は鋼管内外面から1パスで多電極サブマージアーク溶接される。溶接金属の特性はTi-B系溶接金属の採用

など化学成分の調整で達成される。これに対して大入熱で溶接されたHAZでは著しい結晶粒の粗大化が起り、溶融線近傍に局所的な脆化域が生じる。そこでラインパイプ用鋼では炭素当量の低減やTiNなど微細な窒化物を分散させ、 γ 粒の粗大化を抑制する技術が用いられる。しかし溶融線近傍の領域では、窒化物は粗大化もしくは溶解して、その効果は失われてしまう。この対策として粒内変態フェライト(IGF)を利用してHAZ靱性を改善する技術(鋼)が開発された。その一つは製鋼プロセスにおいて酸素量、Ti添加量や精錬・凝固(casting)条件を精密に制御し鋼中に微細なTi酸化物を分散させた鋼である¹⁰⁾。この鋼では溶接後の γ - α

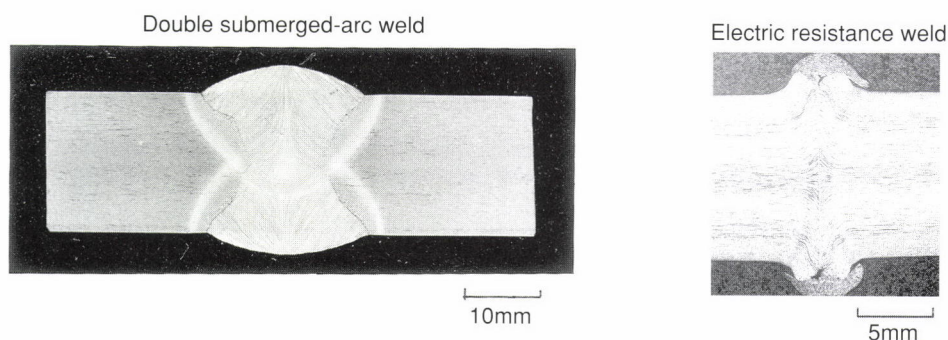


Fig.12. Macrostructures of seam welded portion for UOE and ERW pipes.

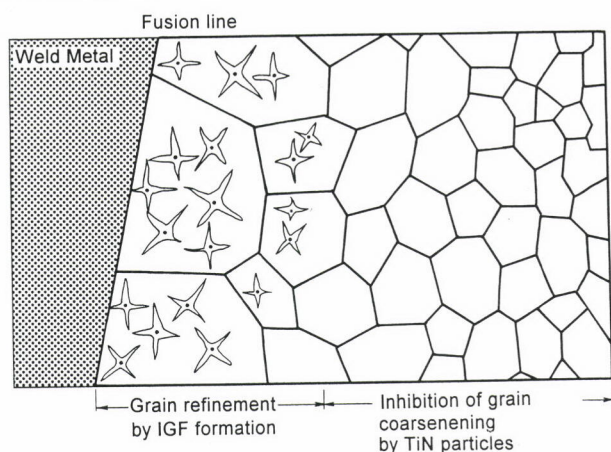
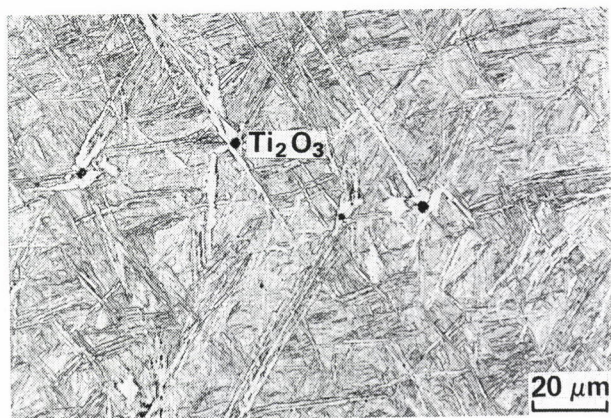
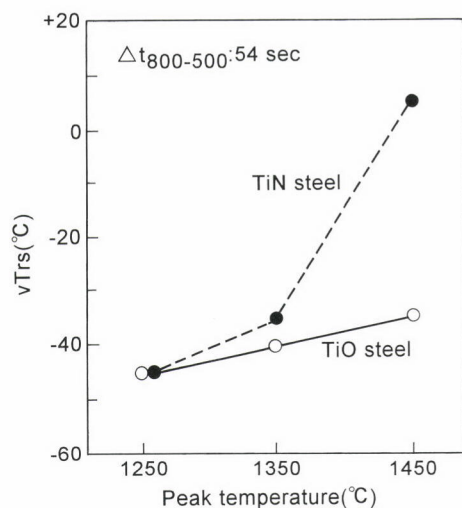


Fig.13. IGF formation in Ti-oxide steel.



Chemical composition (wt %)									
Steel	C	Si	Mn	P	S	Nb	Ti	Al	N
TiO	0.07	0.25	1.81	0.008	0.001	0.039	0.017	0.003	0.002
TiN	0.07	0.25	1.81	0.008	0.001	0.039	0.017	0.019	0.003

Fig.14. Comparison of simulated HAZ toughness in Ti-oxide steel and TiN steel. (X80 line pipe steel)

変態時に、鋼中に微細分散させたTi酸化物を核としてFig.13に示すように放射状にIGFが生成して、粗大化した γ 粒は著しく細分化される。Ti酸化物は1450℃の高温でも化学的に安定であり、HAZ全域での組織制御が可能となった(Fig.14¹³⁾)。IGFがTi酸化物から生成する機構はTi酸化物上に

MnSやTiNが析出しやすく、(1)溶接による急熱急冷によりMnS周囲にMn欠乏層ができること(変態温度の上昇)、(2)TiNと α 地との格子整合性がよいことと考えられている。

5 おわりに

ラインパイプに対する要求特性の厳格化や生産性・経済性の観点から鋼管製造におけるプロセスメタラジーは、製鋼、鋼板製造技術を中心に発展した。しかしながら鋼管成形・溶接プロセスにおける析出物・組織制御はまだ十分でないと考えられる。近年、電縫鋼管製造工程を使用したレーザー鋼管の製造法が開発されており、この分野での新たな展開が期待される。また精錬・凝固プロセスにおけるプロセスメタラジーは今後、さらに重要性が増すであろう。本報では鋼管の重要な製造法の一つである継目無鋼管については、圧延工具の制約から制御圧延が困難であるため直接触れなかった。しかし、継目無圧延での主圧延工程の傾斜圧延は剪断変形が大きく、独自の制御圧延が発展する可能性もある。これらの分野を中心としたプロセスメタラジーの進歩を期待したい。

参考文献

- 1) 大内千秋:第90・91回西山記念技術講座, 日本鉄鋼協会, (1983), p. 97
- 2) H.Chino, M.Abe, K.Katayama, H.Tamehiro and H. Akasaki: Pipeline Technology Conference, (1990), Part A, P4.1
- 3) 荻林成章:第126・127回西山記念技術講座, 日本鉄鋼協会, (1988), p. 195
- 4) 荻林成章, 手塚誠, 佐伯毅, 溝口庄三, 山田衛:学振19委-No.10772, (1986)
- 5) I.Tamura, C.Ouchi, T.Tanaka and H.Sekine: Thermo-mechanical Processing of High Strength Low Alloy Steels, (1988), p. 233, [Butterworths]
- 6) 村田正彦, 西岡潔, 為広博:鉄と鋼, 74(1988), p.258
- 7) T.Tanaka: International Metals Reviews, 26 (1981), p. 185
- 8) 阿部隆, 束田幸四郎, 小指軍夫:鉄と鋼, 74(1988), p.505
- 9) H.Tamehiro, R.Habu, N.Yamada, H.Matsuda and M.Nagumo: Accelerated Cooling of Steels, (1985), p.401
- 10) K.Yamamoto, S.Matsuda, T.Haze, R.Chijiwa and H.Mimura: Residual and Unspecified Elements in Steels by A.S.Melilli and G.E.Nisbett, ASTM STP 1042, (1989), p.266
- 11) H.Nakasugi, H.Tamehiro, K.Nishioka, Y.Ogata and Y.Kawada: Welding-90, (1990), p.125

(1996年7月12日受付)