

オンライン制御冷却材の機械的性質

技術報告

東田幸四郎*・松本 和明*・山崎 喜崇*
平部 謙二*²・有方 和義*²・武重 賢治*²

Mechanical Properties of Steel Plates Produced by the On-line Accelerated Cooling

*Koshiro TSUKADA, Kazuaki MATSUMOTO, Yoshitaka YAMAZAKI,
Kenji HIRABE, Kazuyoshi ARIKATA, and Kenji TAKESHIGE*

Synopsis:

The plate mill on-line accelerated cooling (OLAC) process is a controlled cooling process characterized by interrupted accelerated cooling in the transformation temperature range after hot-rolling, and subsequent air cooling to room temperature. To optimize production conditions, the effects of rolling conditions, cooling conditions and chemical composition on the mechanical properties of the controlled cooled plates were studied in comparison with controlled rolled (CR) plates. The controlled cooling process could increase strength without sacrificing toughness, resulting in improved weldability because of decrease in carbon and alloying elements. The beneficial effect was attributed to the fine ferrite and finely dispersed bainite microstructure. The toughness and strength of the controlled cooled plates were determined by the CR conditions before cooling, and the subsequent cooling conditions, respectively. The optimum cooling conditions were as follows: the initial cooling temperature above A_{r3} , the final cooling temperature ranging from 500 to 600°C, and the cooling rate from 3 to 15°C/s. The controlled cooled plates produced under the optimum conditions had good mechanical properties, equal or superior to those of the CR plates finish-rolled in the $(\gamma + \alpha)$ regions, even with the remarkably reduced separation. The production results are also described herein.

1. 結 言

制御圧延 (CR) は熱間圧延条件の最適化とそれによる組織の細粒化を通して鋼の強靱化を可能とする。CR は寒冷地帯の大径厚肉ラインパイプ原板の製造技術として、ここ 10 年間に急速な進歩を遂げるとともにその冶金的機構の解明も多くなされてきた^{1)~3)}。最近ではよりきびしい材質要求に応えるために、スラブ低温加熱とオーステナイト (γ) + フェライト (α) 二相域圧延を骨子とする方法が確立され、造船用をはじめとする低温構造用鋼の製造にも応用されつつある⁴⁾。

一方、制御冷却は熱間圧延した鋼板を空冷よりも早い速度で冷却し、変態組織の制御を通して鋼を強靱化する。近年、厚板製造における制御冷却技術の研究^{5)~13)}と実用化^{14)~17)}が積極的に行われている。これらは冷却速度範囲として 3~15°C/s の緩冷却と 30~80°C/s の急冷却に大別でき、さらに制御冷却停止温度を変態完了付近とするか、室温付近とするかが組み合わされる。当

社で開発した厚板オンライン制御冷却 (On-Line Accelerated Cooling: OLAC) 法は厚鋼板の変態温度域のみを制御冷却し、その後空冷することを特徴としている。これは広い範囲の非調質高張力鋼に適用するため、冷却のままで製品とすることを主目的としたこと、また機械的性質のみならず均一性・形状の確保という厚板製造の基本的条件が満たしやすいことが理由である。

本研究ではオンライン制御冷却材の製造条件の最適化を目的として、機械的性質におよぼす圧延・冷却条件の影響と化学成分の役割を、CR 材と比較しながら検討した。またオンライン制御冷却の適用効果とその実施例として、高張力ラインパイプ用鋼と造船用鋼の性能を報告する。

2. 実験方法

供試鋼は造船用降伏点 36 kgf/mm² 鋼を対象とした Si-Mn 鋼とラインパイプ用の API 規格 X65 (降伏点 \geq 45.7 kgf/mm²) から X70 (降伏点 \geq 49.2 kgf/mm²) を対

昭和 57 年 9 月本会講演大会にて発表 昭和 58 年 2 月 18 日受付 (Received Feb. 18, 1983)

* 日本鋼管(株)技術研究所福山研究所 (Fukuyama Research Laboratories, Technical Research Center, Nippon Kokan K.K., 1 Kokan-cho Fukuyama 721)

*² 日本鋼管(株)福山製鉄所 (Fukuyama Works, Nippon Kokan K.K.)

象とした Nb, Nb-V 鋼を主に用いた。鋼板は板厚 12 ~ 50 mm であり、製造条件の最適化に際してはスラブ加熱温度・圧延仕上げ温度・冷却開始温度・冷却速度・冷却停止温度を広い範囲に変化させた。また 4 章の適用例では後に述べる適正な条件で冷却を行つた。なおスラブ加熱温度を除く温度の指示は鋼板の表面温度である。

機械的性質の調査は圧延直角方向より全厚の引張試験片と、板厚中心部よりフルサイズの 2mmV ノッチシャルピー衝撃試験片を採取して行つた。またラインパイプ用鋼ではバッチル式落重試験 (B. DWTT) もあわせて行つた。

3. 製造条件の最適化

3.1 圧延条件の影響

3.1.1 スラブ加熱温度

Fig. 1 は板厚 20 mm の Nb-V 鋼の強度と靱性におよぼすスラブ加熱温度の影響を示す。供試鋼板はすべて 850°C 以下で 70% の累積圧下を加え、オンライン制御冷却材 (以下 OLAC 材と略す) は圧延仕上げ温度からただちに 550°C まで 8°C/s で制御冷却した。スラブ加熱温度の影響としては、CR 材・OLAC 材に共

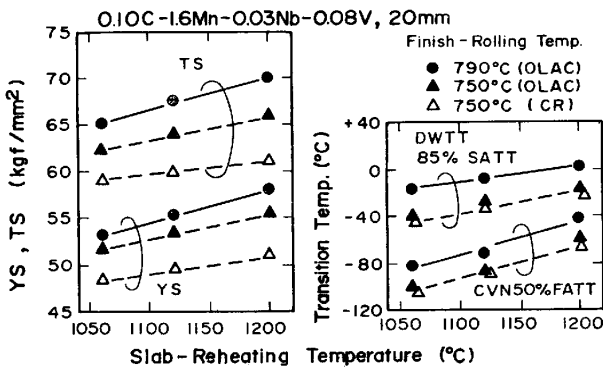


Fig. 1. Effect of slab-reheating temperature on mechanical properties of Nb-V steel.

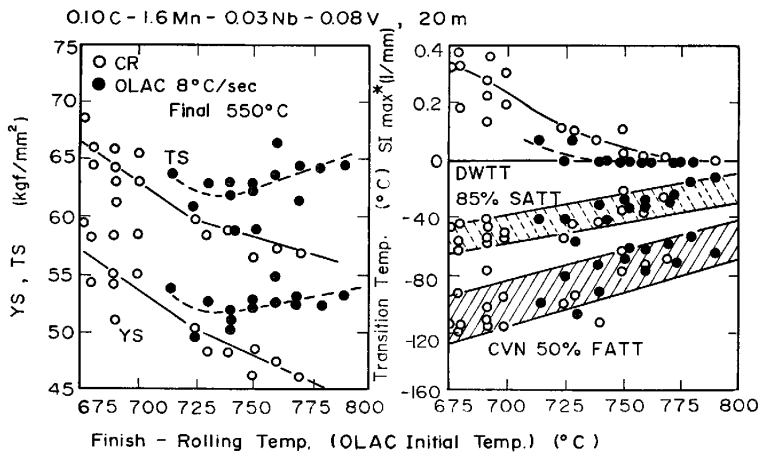


Fig. 2. Effect of finish-rolling temperature (OLAC initial temperature) on mechanical properties.

* SI_{max} : Maximum Separation Index

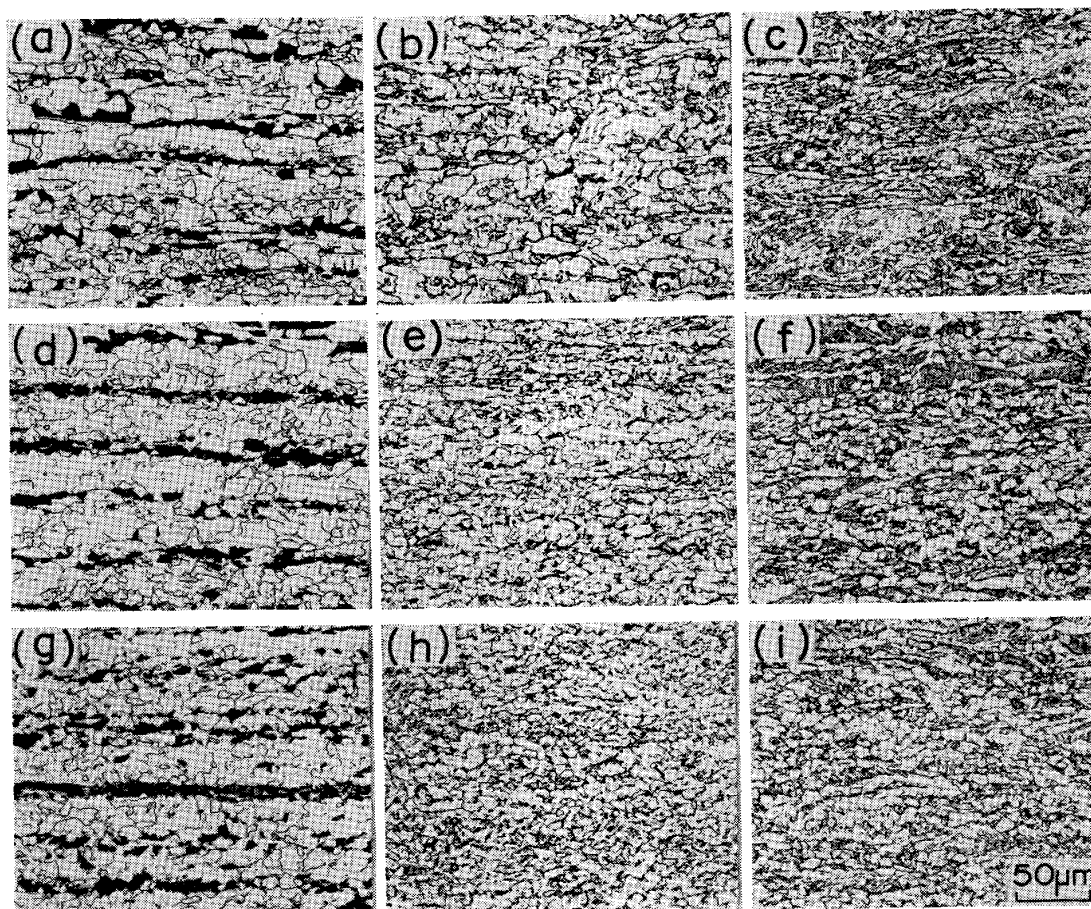
通して高温加熱ほど強度が高く、靱性が低下する傾向が認められる。加熱温度の変化に伴う強度と靱性の変化量も両者ほぼ等しい。スラブ加熱温度の適正化は特に靱性確保の点から重要である。

3.1.2 圧延仕上げ温度

スラブ加熱温度 1100°C 一定のもとで、圧延仕上げ温度を広い範囲に変化させたときの Nb-V 鋼の強度と靱性の変化を Fig. 2 に示す。CR 材の強度は仕上げ温度の低下とともに上昇し、 Ar_3 点 (この鋼では約 725°C) 以下の $\gamma + \alpha$ 二相域 CR 材ではフェライトの加工硬化により強度上昇が大きい^{8)18)~20)}。OLAC 材は逆に仕上げ温度の低下とともに強度が減少する。二相域 CR 後の制御冷却は加工フェライトの回復と再結晶を抑制する効果を有する²¹⁾が、 γ 域 CR 後の制御冷却と比較して強化能は小さい。靱性に関しては、OLAC 材は同一仕上げ温度の CR 材よりも組織が細かく、強度が上昇しても靱性は変わらない。しかし圧延仕上げ温度が低温ほど変態組織が細粒化されるので靱性は向上する。このように OLAC 材は強度の点から高温仕上げが、靱性の点からは低温仕上げが好ましい。なお OLAC 材は Ar_3 点以上で圧延が終了し、組織も均一なため衝撃試験片破面上のセパレーションがきわめて少ない。

3.1.3 圧延条件に伴う組織変化

圧延条件が変化したときの顕微鏡組織と定量化した組織因子を Photo. 1, Fig. 3 に示す。OLAC 材の組織はフェライト+ベイナイト (F+B) 組織であるが、機械的性質に対応して組織の細かさとベイナイトの割合が変化している。すなわち高温加熱・高温仕上げ温度ほど γ 粒が大きいため焼入性が高く、ベイナイトは量が増すとともに粗くなる。低温加熱・低温仕上げでは組織が均一に細粒化し、微細なフェライトと細かく分散したベイナイトの混合組織となる。



CR : (a, d, g), finish-rolling temp., 750°C
 OLAC : (b, e, h), OLAC initial temp., 750°C
 (c, f, i), OLAC initial temp., 790°C
 slab-reheating temp. : (a, b, c) 1200°C, (d, e, f) 1120°C, (g, h, i) 1060°C
 Photo. 1. Microstructural changes with OLAC initial temperature and slab-reheating temperature. (0.10C-1.6Mn-0.03Nb-0.08V, 20 mm)

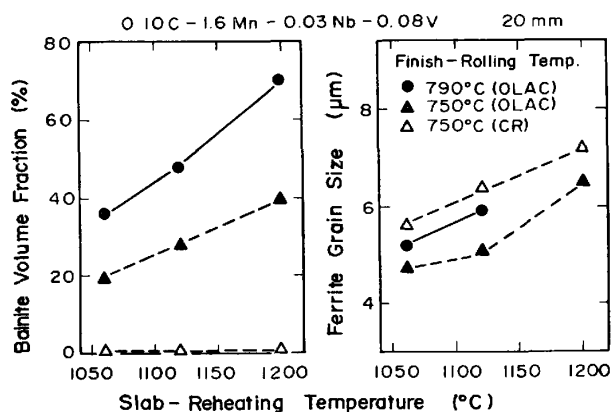


Fig. 3. Effect of slab-reheating and finish-rolling temperatures on bainite volume fraction and ferrite grain size.

3.2 冷却条件の影響

焼もどし処理を行わず冷却のまま製品とする OLAC 材は冷却開始・停止温度と冷却速度を管理して、フェライトと細かいベイナイト組織を適正量混合させながら、靱性に好ましくないマルテンサイト組織の生成を

防止することが重要である。

3.2.1 冷却開始温度

本設備のもとでは冷却開始温度は圧延仕上げ温度にはほぼ等しく、その影響は 3.1.2 項で既に述べた。すなわち強度上昇の点では Ar₃ 点以上から水冷を開始する必要がある、高温ほどオンライン制御冷却による強化能が大きい。

3.2.2 冷却速度

C0.10~0.13%, Mn1.3~1.6% を含む各種の鋼について、同一条件で圧延を行った CR 材と OLAC 材の強度・靱性の差と冷却速度の関係を Fig. 4 に示す。15°C/s までの冷却速度であれば靱性を損なうことなく冷却速度に応じた強度上昇が図れる。これ以上では大きな強化が得られるものの、靱性劣化も起こる。この結果は実験室での検討⁽⁸⁾²²⁾ によく一致しているが、成分系の影響が小さく Si-Mn 鋼でも Nb 鋼と変わらない強度上昇が得られている。

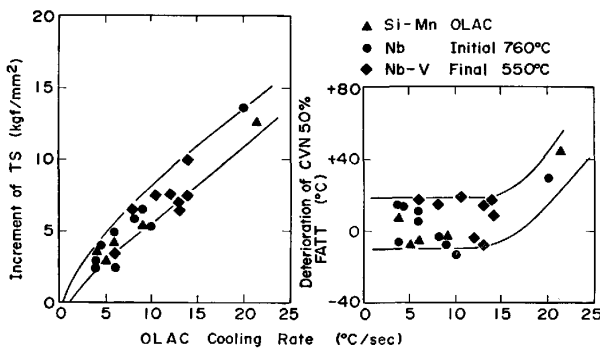


Fig. 4. Effect of cooling rate on the changes of strength and toughness between OLAC and CR plates under the identical rolling conditions.

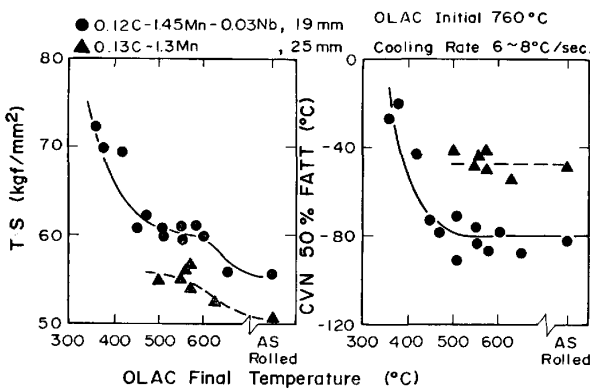


Fig. 5. Effect of OLAC final temperature on mechanical properties.

3.2.3 冷却停止温度

Fig. 5 に Si-Mn, Nb 鋼の冷却停止温度に伴う強度と靱性の変化を示す。停止温度を 450~600°C の範囲とした場合には CR 材と変わらない靱性を保ちつつ安定した強度上昇が図れるが、450°C 以下にすると強度上昇がきわめて大きいものの靱性も劣化する。

なお二相域 CR 後に冷却停止温度を 400°C 以下とした場合に限り、高強度と高靱性が同時に達成でき、新しい高強度高靱性鋼の製造方法として興味深い²³⁾。

3.3 化学成分の役割

OLAC 材の主たる強化機構は微細ベイナイトによる変態強化であり、化学成分の役割は圧延後冷却中に起こるベイナイト変態への影響としてとらえることができる。この意味で焼入性を向上する Nb や V などの微量元素の果たす役割は重要である⁹⁾。化学成分の影響を統一的に求めるために、一定の条件(板厚 20 mm, スラブ加熱温度 1100°C, 900°C 以下 70% 圧下, 仕上げ温度 770°C, 冷却停止温度 600°C, 冷却速度 10°C/s)で製造した、広範囲の組成を有する実験室溶解鋼の引張強さに関し重回帰分析を行い、各元素の影響度を C に換算して次式を得た²⁴⁾。

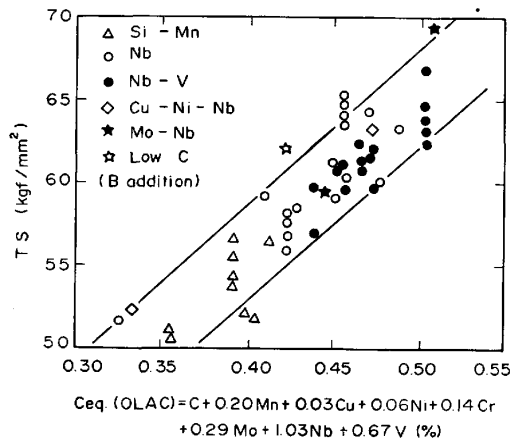


Fig. 6. Relationship between tensile strength and carbon equivalent (OLAC).

$$C_{eq} (OLAC) = C + 0.20Mn + 0.03Cu + 0.06Ni + 0.14Cr + 0.29Mo + 1.03Nb + 0.67V \dots\dots (1)$$

(1)式は Fig. 6 に示すように工場圧延の Si-Mn 鋼、含 Nb 鋼の引張強さとよい相関を有し、現在 OLAC 材の強度管理式として使用している。

靱性は CR 条件による組織の細粒化が支配的であり、極低温加熱をはじめとする最近の CR 法のもとでは成分の役割が小さくなりつつある。しかし Nb 添加や低 C 化は CR 材と OLAC 材の靱性向上に寄与している。

3.4 製造条件の最適化

OLAC 材で CR 材と同等の靱性を有し、高強度化を図るために圧延冷却条件の最適化が重要である。冷却条件の適正範囲は正確には化学成分に依存した変態挙動によつて異なるが、引張強さ 50~70 kgf/mm² 級鋼では冷却開始温度 Ar₃ 点以上、冷却速度 3~15°C/s, 冷却停止温度 500~600°C にある。靱性水準は冷却が始まる前の CR 条件で決まり、冷却そのものによる改善は一般的には期待できない。γ 域 CR 材とほぼ同一の靱性を得るためには、OLAC 材の圧延条件は CR 材と同一にとることができる。しかし二相域 CR 材と同等の靱性を、Ar₃ 点以上で圧延を終える OLAC 材で得るには、スラブをより低温で加熱し、γ 未再結晶域での累積圧下率を高めるなど厳しい圧延管理を行う必要がある。なお Ar₃ 点は大内らの式²⁵⁾を用いて予測している。

4. 適用効果と鋼材特性

4.1 適用効果

オンライン制御冷却の基本的効果は CR 条件で定められる靱性水準を維持しつつ高強度化が可能となる点にある。この強化分に見合つて C や合金元素の低減が可能となり、溶接熱影響部 (HAZ) の硬化性や低温割れ感

Table 1. Chemical composition of steel plates produced by on-line accelerated cooling (wt%).

Item	Steel	Grade	Thickness mm	C	Si	Mn	P	S	Nb	V	Others	sol. Al	C _{eq} *
Line Pipe Steel	A	X65	24	0.08	0.24	1.51	0.018	0.001	0.032	0.063	Cu, Ni	0.034	0.37
	B	X70	15	0.07	0.25	1.59	0.015	0.002	0.030	0.070	—	0.031	0.35
	C	X65	25	0.03	0.26	1.60	0.012	0.001	0.043	—	Mo	0.027	0.33
	D	X70	25	0.03	0.16	1.73	0.019	0.002	0.044	—	Ti, B	0.024	0.32
Hull Structural Steel	E	EH36	25	0.13	0.34	1.31	0.018	0.005	—	—	Ti	0.044	0.35
	F	EH36	25	0.13	0.26	1.12	0.016	0.004	—	—	—	0.024	0.32
	G	EH36	38	0.11	0.38	1.44	0.012	0.002	—	—	Ti	0.064	0.35

* C_{eq} = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Cu + Ni)/15

Table 2. Mechanical properties of on-line accelerated cooled plates.

Steel	Direction	Tensile test*			Charpy impact test				B. DWTT**	
		YS kgf/mm ²	TS kgf/mm ²	El %	Absorbed energy at 0°C kgf·m	Absorbed energy at -40°C kgf·m	SI _{max} 1/mm	50% FATT °C	85% SATT °C	
A	T	49.6	59.6	53.4	31.0	29.6	0.05	-104	-48	
B	T	53.0	62.2	41.8	20.3	17.1	0.05	-101	-61	
C	T	47.4	59.3	57.8	43.9	43.6	0.02	-106	-43	
D	T	51.7	62.0	52.4	43.7	34.2	0.03	-90	-46	
E	T	41.8	54.3	25.8	15.5	8.9	0	-48	—	
F	T	37.9	51.0	26.8	15.1	9.2	0	-44	—	
G	T	41.2	52.7	26.6	30.0	26.6	0	-92	—	

Note * Gauge Length: 50 mm for Steels A through D, and 200 mm for Steels E through G
 ** B. DWTT specimens were reduced to thickness of 19.1 mm for Steels A, C and D

受性が改善される。これに加えてCの低減と組織が実質的にパーライトフリー化することから、鋼の延性が改善される⁹⁾。また二相域 CR 材に匹敵する強度・靱性を有し、セパレーションがきわめて少ない鋼を製造できる。

これら材質向上効果に加え、強度上必要な合金元素の削減や二相域 CR の省略による圧延能率の向上が挙げられ、これらは製造コストを低減する効果を有する。

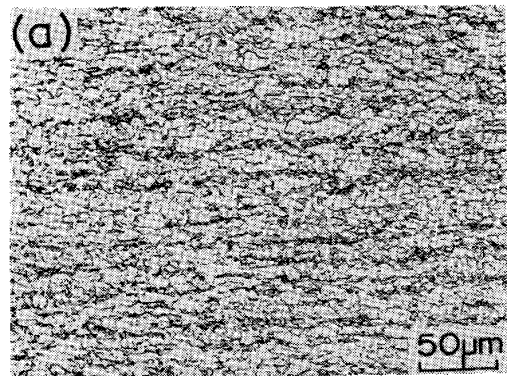
4.2 適用例

オンライン制御冷却による材質向上効果を活用して製造した高張力ラインパイプ用鋼と造船用降伏点 36 kgf/mm² 鋼の化学成分、製造条件、機械的性質を Table 1, 2 に示す。

4.2.1 ラインパイプ用鋼

鋼 A, B は天然ガス輸送用の API 規格 X65, X70 である。いずれも現地における円周溶接性の向上の点から C と C_{eq} を低く抑えた Nb-V 鋼であり高強度と高靱性が得られている。Photo. 2 に鋼 B の組織を示す。細粒フェライトと微細ベイナイトの混合組織であり、薄膜電顕観察によれば転位密度の高い低炭素ベイナイトの下部組織が存在し、既に述べてきた OLAC 材の特徴がよく認められる。

このようにオンライン制御冷却は低Cあるいは低 C_{eq} で高張力ラインパイプ用鋼の製造を可能としているが、最近では C_{eq} の要求値がいつそう厳しくなりつつある。鋼 C, D はこの要求を満たすべく製造したものであり、



a) optical micrograph
 b) transmission electron micrograph
 Photo. 2. Microstructures of an OLAC plate. (0.07C-1.59Mn-0.03Nb-0.07V, 15 mm)

いずれも C を 0.03% まで低減させている。鋼 C は Mo を、鋼 D は B を添加し、C_{eq} 0.32% 程度で高強度が得られている。またこれらの鋼板は低Cであるために靱性

が良好であり、またシャルピー吸収エネルギーがきわめて高い。

4.2.2 造船用降伏点 36 kgf/mm² 鋼

オンライン制御冷却で製造する場合、Nb や V などの微量元素を含まない単純な Si-Mn 鋼で高張力造船用鋼の製造が可能である。C_{eq} は従来鋼よりも大幅に低減できるが、大入熱溶接を行ったときの継手強度の点かで、下限を 0.31% としている。低温靱性は CR 条件で管理され、要求の厳しくない A 級鋼では冷却開始温度を制御するための軽度な CR 条件を、また靱性が重要な E 級鋼では、スラブを低温加熱し γ 未再結晶域での圧下率も大きくとる CR 条件を採用する。

このような考え方で製造した E 級鋼の例を Table 1, 2 の鋼 E~G に示す。鋼 E, G は大入熱溶接継手部の靱性向上のために、N をさげるとともに sol. Al を高め微量の Ti を添加している²⁶⁾。いずれも降伏点 36 kgf/mm² E 級鋼の性能を満たす。特に鋼 G は極寒地で使用される鋼材を対象として極低温加熱を行ったため、板厚 38 mm においても靱性が優れる。

これらを焼きならし処理で製造した従来型の E 級鋼と比較して Fig. 7 に示す。OLAC 材は従来鋼に対し C_{eq} を 0.05~0.06% 低減でき、HAZ の硬化性も低い。このことは低温割れ感受性を改善するとともに、大入熱溶接におけるポンド部近傍の組織を改善し、HAZ の靱性向上にも有効である。

4.3 適用範囲の考え方

熱間圧延後の制御冷却により、細粒化とマトリックスの組織変化が起こる。したがってオンライン制御冷却は基本的には非調質鋼すべてに適用可能であるが、工業的には制御冷却による強化現象が見込まれる範囲の成分系を対象とするのが好ましい。Fig. 8 a) は焼入性として示した鋼の成分と強度・組織の関係を模式的に示す。焼入

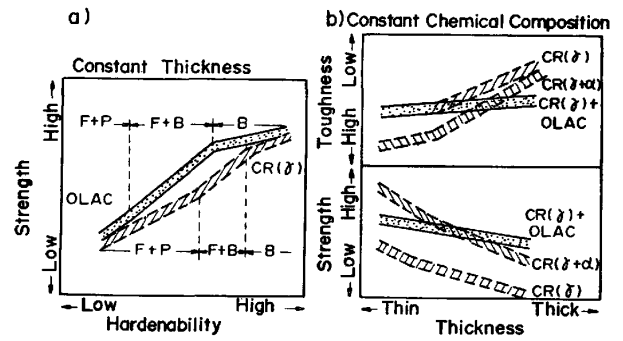


Fig. 8. Schematic diagrams showing (a) effect of hardenability of steel on strength and (b) effect of plate thickness on strength and toughness.

性が低いと OLAC 材でもフェライト+パーライト (F+P) 組織となり、強化は細粒化効果のみのため小さい。また焼入性が十分に高いと、圧延のままですでに高強度のベイナイト (B) 組織となり、制御冷却による強化は小さい。この中間領域、すなわち圧延のまま F+P ないし F+B 組織のものが、オンライン制御冷却で F+B ないし B 組織に変化する成分範囲であり、効果が最も大きいと考えられる。これは引張強さ 50~70 kgf/mm² の非調質高張力鋼に対応する。

一方、適用板厚は要求靱性の確保に必要な CR 条件と、強度確保のための冷却条件が同時に採用できる範囲となるが、工業的には従来プロセスとの比較で判断がなされる。化学成分とスラブ加熱温度が一定の場合の、板厚と強度・靱性の関係を Fig. 8 b) にプロセスごとに示す。 γ 域 CR、二相域 CR 材ともに、板厚の増加とともに細粒化が十分に達成されず、強靱化が難しくなる。このため、板厚 30 mm を越えるような厚肉材においては、制御冷却による細粒化効果が大きく、OLAC 材では強度・靱性の板厚依存性が CR 材よりも小さい。したがって γ 域 CR 材と比べると、すべての板厚範囲で材質向上効果が達成できる。二相域 CR 材との比較では、厚肉材では OLAC 材が優れるが、板厚 20 mm 以下の薄肉材では二相域 CR 材の強度・靱性が優れることがある。この領域では強度と靱性のほかに延性、セパレーションの要求、圧延能率を含めた総合的な評価を行う必要がある。

5. 結 言

オンライン制御冷却材の機械的性質に及ぼす製造条件の影響を検討し、適用効果とそれを活用した鋼板の性能を検討した。結果は以下のように要約できる。

(1) 圧延・冷却条件を適正に組み合わせて得られるオンライン制御冷却材の組織は、細粒のフェライト+ペ

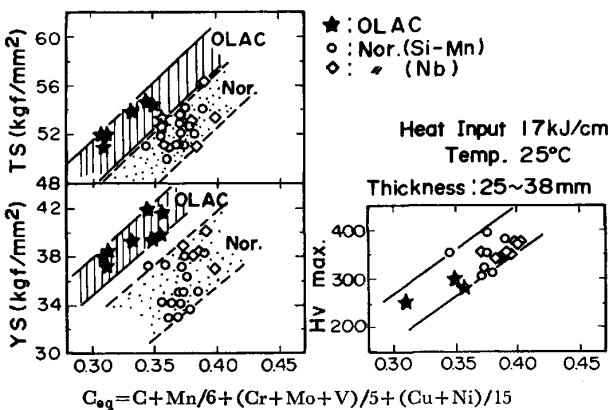


Fig. 7. Comparison of strength and maximum hardness between OLAC and normalized plates.

イナイトである。これは鋼を強靱化させるとともに炭素当量の低減を可能とし、溶接性をはじめとする各種の鋼材性能を向上させる。

(2) オンライン制御冷却材の製造では、靱性は冷却前の CR 条件で、強度は冷却条件で管理され、要求値に応じて最適な条件が組み合わされる。適正な冷却条件は、冷却開始温度 A_{r3} 点以上、冷却速度 $3\sim 15^\circ\text{C/s}$ 、冷却停止温度 $500\sim 600^\circ\text{C}$ である。

(3) オンライン制御冷却材は、ここ数年間著しく発展してきた二相域 CR 材と同等以上の強度と靱性を有し、しかもセパレーションが少ない。また鋼板を能率よく製造できる。このため二相域 CR 法にかわる厚鋼板の製造法として、今後ますます適用範囲を拡大していくことと思われる。

終わりに本研究の発表を許可いただいた技術研究所堀江重榮所長、福山製鉄所土手彬所長に深く感謝いたします。

文 献

- 1) 小指軍夫: 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 [日本鉄鋼協会]
- 2) 田中智夫: 鉄鋼の高温変形挙動 (鉄鋼基礎共同研究会・高温変形部会報告) (1979), p. 55 [日本鉄鋼協会]
- 3) 関根 寛: 第 86・87 回西山記念技術講座「厚板製造技術の進歩と材質」(1982), p. 123 [日本鉄鋼協会]
- 4) 橋本 保: 日本船用機関学会誌, 17 (1982), p. 17
- 5) P. E. REPAS: 105th AIME Meeting での発表論文, Las Vegas (1976)
- 6) D. M. FEGREDS: Metals Technology, 4 (1977), p. 417
- 7) E. A. ALMOND, P. S. MITCHELL, and R. S. IRANI: 同上, 6 (1979), p. 205
- 8) C. OUCHI, J. TANAKA, I. KOZASU, and K. TSUKADA: Optimization of Processing, Properties, and Service Performance through Microstructural Control, ASTM, STP (1979), p. 105
- 9) 大内千秋, 大北智良, 山本定弘: 鉄と鋼, 67 (1981), p. 129
- 10) 天野慶一, 鎌田晃郎, 大橋延夫: 同上, 65 (1979), A177
- 11) 志賀千晃, 波戸太根生, 天野慶一, 榎並禎一: 同上, 68 (1982), A227
- 12) 町田正弘, 勝亦正昭: 同上, 66 (1980), S593
- 13) 町田正弘, 川田昭二, 勝亦正昭, 梶 晴男, 秋山憲昭: 同上, 68 (1982), A223
- 14) J. LECLERC, C. ARNAUD, B. DUGUAIRE, and M. JEANNEAU: International Conference on Steel Rolling (Science and Technology of Flat Rolled Products), Tokyo (1980), p. 1321 [ISI]
- 15) K. TSUKADA, K. MATSUMOTO, K. HIRABE, and K. TAKESHIGE: Proceeding of the 23rd Mechanical Working and Steel Processing Conference, Pittsburgh (1981), p. 347 [AIME]
- 16) 尾上泰光, 梅野正紀, 萬谷興亜, 十河泰雄, 酒井和夫, 岩永 健, 森川博文: 製鉄研究, 309 (1982), p. 18
- 17) 吉松幸敏, 永吉明彦, 鈴木秀一, 中島達夫, 善永悠: 鉄と鋼, 68 (1982), S1444
- 18) T. TANAKA, N. TABATA, T. HATOMURA, and C. SHIGA: Microalloying 75 Conference, Washington D. C. (1975), Session 1, p. 88
- 19) 合田 博, 渡辺國男, 橋本嘉雄, 十河泰雄, 南田勝昭, 萬谷興亜: 鉄と鋼, 67 (1981), p. 567
- 20) 国重和俊, 橋本 保, 行俊照夫: 同上, 66 (1980), p. 63
- 21) 山本定弘, 大内千秋, 大北智良: 同上, 67 (1981), S635
- 22) 松本和明, 大北智良, 大内千秋: 同上, 65 (1979), A181
- 23) 松本和明, 東田幸四郎, 市之瀬弘之, 長沼久夫, 平部謙二, 有方和義: 同上, 68 (1982), S499
- 24) 大北智良: 熱処理, 21 (1981), p. 299
- 25) 大内千秋, 三瓶哲也, 小指軍夫: 鉄と鋼, 67 (1981), p. 143
- 26) 渡邊 元, 鈴木元昭, 山崎喜崇, 徳永高信: 溶接学会誌, 51 (1982), p. 118