

討31 オンライン加速冷却材の機械的性質と適用効果

日本鋼管 ㈱ 技研福山 ○東田幸四郎 山崎喜崇 松本和明
 技研 新倉正和 山本定弘
 福山製鉄所 平部謙二 有方和義

1. 諸言

制御圧延 (CR) は熱間圧延条件の最適化とそれに伴う組織の細粒化を通して鋼の強靱化を図る。最近の CR は $\gamma + \alpha$ の二相域圧延を主体に発展している。一方制御冷却は熱間圧延した鋼板の冷却速度を高め変態組織の制御を通して強靱化を図る。近年厚板製造における制御冷却技術の実用化が盛んに行われ¹⁻³⁾ これらは室温まで冷却する直接焼入法と途中温度まで冷却する方法にわかれる。当社の厚板オンライン加速冷却 (OLAC) は後者に属し、鋼板の変態温度域のみを制御冷却しその後空冷する方式を採用している。これは冷却ままで製品とすることを主目的とし、かつ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を満たすためである。本報告では CR 材と比較しながら OLAC 材の機械的性質に及ぼす製造条件と化学成分の影響、材質向上効果に関し、主として工場圧延材を中心に述べる。

2. 供試鋼の製造方法

供試鋼は造船用降伏点36キロ鋼とラインパイプ用の $\times 65 \sim \times 70$ を対象とした Si-Mn, Nb, Nb-V 系鋼を主に用いた。工場圧延材は板厚 12~50mm であり、製造条件の最適化に際しては圧延、冷却条件を広範囲に変化させた。一方実験室検討は板厚 20mm で行ない、加熱 1100℃, CR 率 900℃ 以下 70%, 圧延仕上温度 (FT) 770℃, 冷却停止温度 600℃, 冷却速度 10℃/sec を基本条件とした。

3. OLAC 材の機械的性質に及ぼす製造条件の影響と化学成分の役割

3.1. 圧延条件の影響

スラブ加熱温度, CR 率, FT は CR 材と同様に OLAC 材の強度靱性に大きな影響を及ぼす。Nb 含有鋼においてスラブ高温加熱は析出強化量の増加に加え、固溶 Nb と前 γ 粒に依存する焼入性を高めるため強度上昇が大きいものの靱性低下も起こる。図 1 は加熱 1100℃, CR 率 850℃ 以下 70% で圧延した Nb-V 鋼における FT の影響を示す (当社の設備は仕上圧延機直後に冷

却装置が設置されており、FT \cong OLAC 開始温度となる)。CR 材の強度は FT の低下とともに上昇し、特に A_{r3} (約 725℃) 点以下の二相域 CR 材ではフェライト (α) の加工硬化により強度が大幅に上昇する。OLAC 材は逆に低温 FT ほど γ 粒の微細化による焼入性減少のため強度が低下する。二相域 CR 後の OLAC の適用は加工 α の回復と再結晶の抑制効果により強化できるが、 γ 域 CR 後の OLAC に比較して強化能は小さい。靱性に関しては CR, OLAC 材で差が認められないが、低温 FT ほど α 核発生頻度が増し、また A_{r3} 点以下では破面上のセパレーションの増加も加わって靱性が向上する。このため OLAC 材の製造では強度の点からは高温 FT ほど、靱性の点からは低温 FT ほど好ましい。なお OLAC 材では組織の均一化に伴い、CR 材に固有するセパレーションが顕著に軽減される。

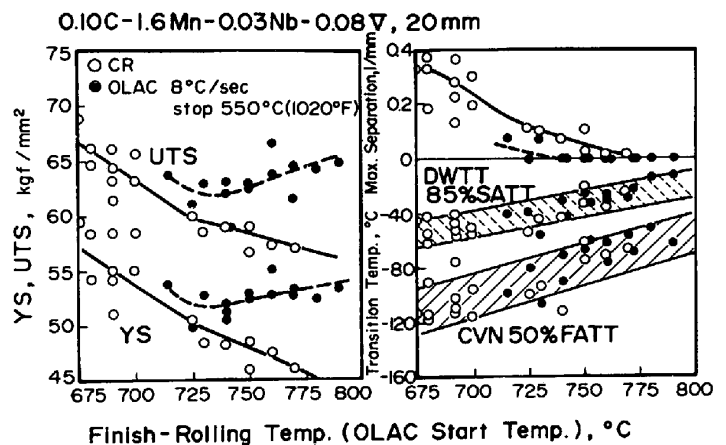


Fig.1 Effect of finish-rolling temperature (OLAC start temperature) on the mechanical properties.

3.2 冷却条件の影響

冷却ままで製品とすることを基本とする OLAC 材では冷却速度はベイナイト組織が適量得られ、マルテンサイトが生じない範囲が最適である。図 2 に示すように同一圧延条件の CR 材に対し、冷却速度の増加とともに強度は上昇するが靱性は変化しない。しかし冷却速度が速い場合は強化が大きいものの靱性劣化も起こる。OLAC 停止温度は生成ベイナイト量を決定し、また停止後の空冷中に起こる自己焼戻しを通してベイナイトの硬さに影響を及ぼす。図 3 に示すように強度は停止温度の低下とともに上昇するが、600~500℃ の範囲では停止温度にあまり依存せず成分、圧延条件、冷却速度で定まる強度上昇が安定して得られる。靱性は停止温度 450℃ までは CR 材と変わらないが、それ以下では急激に劣化する。なお二相域 CR 材に限って圧延後約 400℃ 以下まで直接焼入的に冷却すると、高強度と高靱性が同時に達成でき⁵⁾、今後溶接性等を含めた総合的な検討を進める必要がある。

3.3 製造条件の適正化

このように適正な OLAC 冷却条件：冷却速度 5~15 %sec 停止温度 500~600℃、のもとでは OLAC の適用は靱性を損うことなく強度上昇を可能とする。この強度靱性の変化は圧延条件、冷却条件によるベイナイト分率、結晶粒径の変化より統一的に説明できる。しかしながら OLAC 自体はみかけ上靱性を向上させるプロセスではなく、靱性は冷却前の CR 条件で決定される。従って二相域 CR 材に匹敵する強度靱性を得るには、より低温でスラブ加熱を行い、オーステナイトの低温未再結晶域の圧下率を高めつつ FT を Ar₃ 点以上に確保する必要がある。製造においてはまず要求靱性値に応じて CR 条件が設定され、この条件下で OLAC による必要強度上昇量から最適な冷却条件が適正な範囲内で設定される。

3.4 成分の役割

圧延ままで製造する鋼の主たる強化機構として、(イ)フェライトの細粒化、(ロ)微量元素の析出強化、(ハ)フェライトの加工硬化、(ニ)ベイナイトまたはアシキュラフェライト(AF)組織による変態強化が挙げられる。フェライト・パーライト (F+P) 組織を示す CR 材では(イ)(ロ)(ハ)が支配因子であり、二相域 CR 材では特に(ハ)が重要である。OLAC 材はフェライト・ベイナイト (F+B) 組織を呈し、その強化機構は(イ)(ロ)(ニ)が挙げられ、特に引張強さの上昇には(ニ)が文記的である⁶⁾。従って OLAC 材の強度に及ぼす成分の影響は連続冷却中のベイナイト変態あるいは焼入性向上への影響として把握することができる。OLAC 材の強度に及ぼす各元素の影響度を C に換算して次式を得た。この式は 2 章に示す一定の製造条件を有する実験室

$$C_{eq} (OLAC) = C + 0.20 Mn + 0.05 Cu + 0.06 Ni + 0.14 Cr + 0.29 Mo + 1.05 Nb + 0.67 \dots\dots\dots (1)$$

圧延材より得たものであるが、工場圧延材の引張強さとよい相関を有し強度管理式として使用している。図 4 に加工 CCT 曲線より求めた初析のポリゴナルフェライトが生成しない臨界冷却速度 V_c と成分の関係

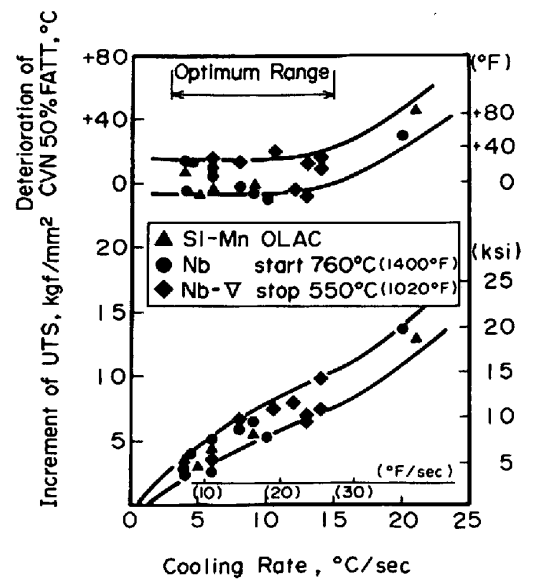


Fig.2 Effect of cooling rate on the changes in strength and toughness between OLAC and CR plates.

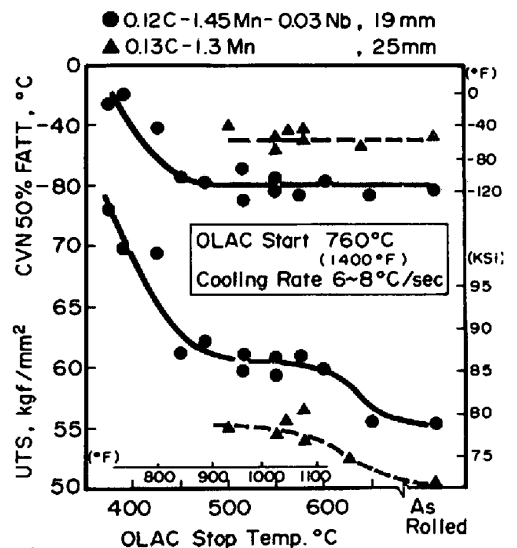


Fig.3 Effect of OLAC stop temperature on the mechanical properties.

を示す。CはMnの増量、Mo及びBの添加により小さくなるがOLACの冷却速度範囲では空冷材(CRまま)に比較して大幅に低い成分でベイナイトあるいは低CのAF組織を得ることができる。一方靱性はCR条件にもとづく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、OLAC材、CR材ともに成分の役割が小さくなりつつある。しかし、OLAC材の靱性に及ぼす成分の影響は基本的にはCR材のそれと同一であり、Nbによる細粒化効果、低Cによる靱化は靱性の一層の向上に寄与している。

4. OLACによる材質向上効果と試作例

OLACの基本的な効果は圧延ままで得られる靱性水準を何ら損うことなく高強度化が図れる点である。この強化分に見合っ

てCや合金元素の低減が可能となり、溶接性向上効果がきわめて大きい。以下に造船用36キロ鋼における溶接性を述べる。図5はSi-Mn鋼における炭素当量(Ceq)と鋼板、溶接継手部の引張強さの関係を示す。鋼板の強度はCeqを0.28%程度にまで低減させた成分でも36キロ鋼の規格値を満たすことができる。しかし造船用鋼に適用される大入熱溶接法は部分的に焼きならし処理に類似した熱履歴を与えることになり、ボンド部近傍の熱影響部の硬さを低下させる。軟化部の硬さは素材の成分(Ceq)に一義的に依存しており、大入熱溶接継手部の強度が36キロ鋼の規格値を満たすためには、Ceq 0.32%が必要である。このCeqの下限値設定条件下においても、OLACで製造する36キロ鋼は、図6に示すように従来の焼きならし型36キロ鋼(Nb系)よりもCeqが0.05~0.06%低い。溶接熱影響部の硬化性、低温割れ感受性はそれに見合っ

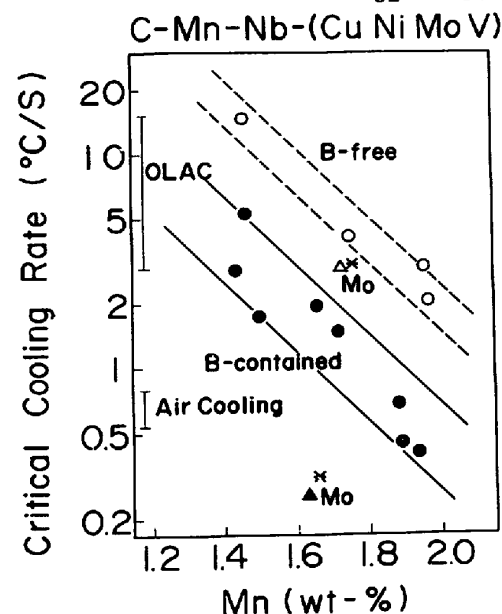


Fig.4 Effect of chemical composition on the critical cooling rate to form bainite or acicular ferrite microstructure.

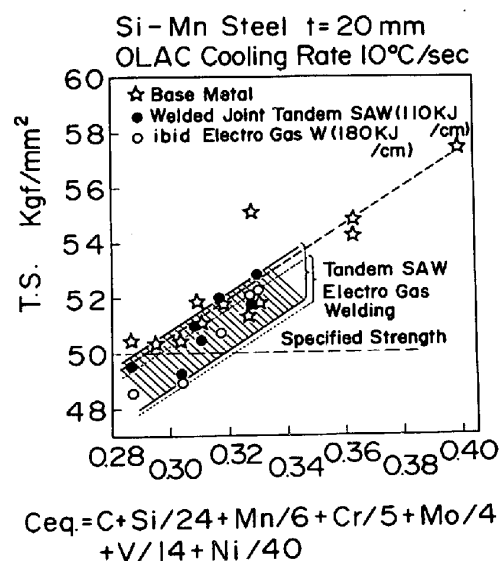


Fig.5 Effect of carbon equivalent on the tensile strength of base metal and welded joint.

Table 1. Results of Mill Trial Test for the High Strength Steel with Low Carbon Equivalent.

鋼	規格	板厚 mm	C	Mn	Nb	V	他	Ceq (Lloyd)	CR条件 (800°C以下圧下率)	YS Kgf/mm²	TS Kgf/mm²	vE-40 Kgf/m	SI _{max} 1/mm	vTs °C	85%SA TT °C	組織
1	EH36	25	0.13	1.31	—	—	—	0.35	50%	41.8	54.3	8.9	0	-48	n.d.	F+B+(P)
2	EH36mod	38	0.11	1.44	—	—	—	0.35	75%(極低温加熱)	41.2	52.7	26.6	0	-92	n.d.	F+B+(P)
3	X65	24	0.08	1.51	0.03	0.06	Cu, Ni	0.37	70%	49.6	59.6	29.6	0.05	-104	-48	F+B
4	X65	25	0.03	1.60	0.04	—	Mo	0.33	70%(高温加熱)	47.4	59.3	43.6	0.02	-106	-43	F+B
5	X70	15	0.07	1.59	0.03	0.07	—	0.35	70%	53.0	62.2	17.1	0.05	-101	-61	F+B
6	X70	25	0.03	1.73	0.04	—	B	0.32	70%	51.7	62.0	34.2	0.03	-90	-46	B

としてCR材に特有するセパレーションの著しい軽減と延性の向上も挙げられる。OLAC材はAr3点以上で圧延を完了することを基本としており、集台組織の発達が抑制される。その後の制御冷却によってバンド状のF+P組織が消失し、均一なF+B組織が得られる。この両者によりCR材よりも板厚方向の靱性が向上することによる、靱性の異方性の軽減がセパレーション軽減の理由と考えられる。さらにOLACはC量を低減させ、また延靱性に好ましくないパーライト量を減少させることにより、同一強度を有するCR材よりも延性に優れる。⁷⁾ 表1に試作例として、低Ceqの造船用36キロ鋼とラインパイプ用x65, x70の化学成分と機械的性質を示す。36キロ鋼の場合、単純なSi-Mn系成分により板厚40mm程度のE級鋼あるいは氷海構造物用鋼がCeq 0.36%前後で製造できる。ラインパイプ用鋼の場合も添加元素の選択により低Ceq鋼の製造を可能としている。特に鋼4, 6は図4に示す考え方を実証するものであり、MoあるいはBの添加により極低Ceqでセパレーションの少ない高張力高靱性鋼が製造でき、OLACの適用範囲を拡大している。なおOLACの場合圧延はAr3点以上で完了するため、同等の強靱性を有する二相域CR材よりも圧延能率が大幅に改善され生産性向上に寄与している。

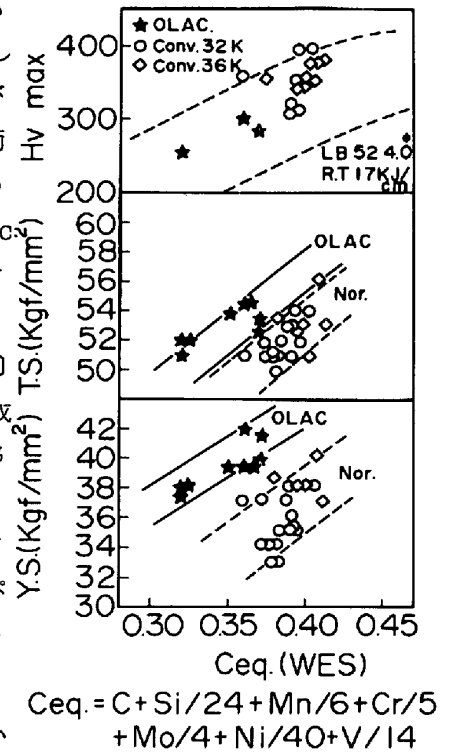


Fig.6 Comparison of OLAC and normalized plates on the strength and the maximum hardness.

5. 結言

制御冷却技術の実用化例であるOLAC(オンライン加速冷却)は引張強さ50~70キロ級の非調質高張力鋼の製造方法としてきわめて合理的である。OLAC材の製造に際し靱性は冷却前のCR条件で、強度は冷却条件で管理を行う。要求値に応じて最適な条件が組合わされ、二相域CR材と同等の強靱性を有し、かつ延性と板厚方向の靱性に優れる鋼板を能率よく製造できる。またOLACは溶接性に優れた低Ceq鋼の製造に適している。OLAC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板厚範囲に適用されるが、ここ数年間著しく発展してきた二相域CR法にかわる新しい技術として今後ますます発展し適用範囲を拡大していくことと思われる。

参考文献

(1) K.Tsukada et al, paper presented at 23rd AIME Mechanical Working Conference, Oct. 1981, (2) J.Leclerc et al, preprint of International Conference on Steel Rolling (1980)P.1321, (3) 田向ほか、鉄と鋼、67(1981)S1334-1336, (4) 山本ほか、ibid, 67(1981)S635, (5) 松本ほか、ibid, 68(1982)S499, (6) 大内ほか、ibid, 67(1981)P129, (7) Ouchi et al, ASTM STP 672 (1979)P105