

討28

制御冷却材の機械的性質とマイクロ組織

神戸製鋼所 中央研究所 ○町田正弘, 川田昭二, 勝亦正昭
加古川製鉄所 梶 晴男, 秋山憲昭

1. 緒 言

熱間圧延後の制御冷却法は、一種の加工熱処理であり、特定温度域の加速冷却により、靱性を損うことなく強度を高め、従来より低い炭素当量 (Ceq) で規格強度を満足する非調質鋼板を製造できる。しかし制御冷却材の強度・靱性におよぼす製造上やマイクロ組織上の因子を系統的に調査した例は、少ない。

また、制御冷却と制御圧延の組み合わせによる強靱化機構も必ずしも明らかでない。本報告では、制御冷却材の機械的性質とマイクロ組織におよぼす圧延・冷却条件の影響についての実験室的検討と実際の圧延ラインにおける工場試作結果について述べる。

2. 実験室的検討

2.1. 実験方法

本研究に用いた供試鋼は、その化学成分を Table 1 に示すように、Ceq を変えた Si-Mn 系と V, Nb+V 系の鋼種である。これら供試鋼の圧延・冷却条件を、Table 2 に示す。なお、標準的な冷却開始と冷却停止温度は、それぞれ圧延直後と 500°C である。材料試験、組織観察は、板厚中心部、圧延直角方向から採取した試験片について行った。

2.2 機械的性質におよぼす圧延条件の影響

低温加熱は、制御圧延材の靱性向上に有効である。制御冷却材においても、Fig. 1 に示すように、加熱温度の低下によって、靱性は向上する。Si-Mn 鋼の場合、制御冷却による強度上昇量は、加熱温度によらない。

一方、Nb+V 鋼の強度は、加熱温度の低下に伴って減少する。この原因は、固溶 Nb 量の減少によって、微細に分散析出した NbC の量が少なくなるためである。

Fig. 2 に、圧延後制御冷却した Si-Mn 鋼の機械的性質におよぼす圧延終了時の再結晶オーステナイト (再結晶 γ) 粒度の影響を示す。粒度の影響は、特に、靱性に関して認められ、 γ の細粒化によって、破面遷移温度 (vTr_s) は、低温側に移行する。また、いずれの粒度においても、制御冷却材の強度は、空冷材より高い値を示し、 vTr_s は、それより低い値を示し、制御冷却による材質向上が認められる。

Nb 添加制御圧延材の靱性は、未

Table 1 Chemical composition of steels (wt%)

Steel	C	Si	Mn	P	S	Mo	Nb	V	Al	Ceq
Si-Mn	0.16	0.21	0.69	0.020	0.018	—	—	—	0.014	0.28
	0.08	0.20	1.32	0.017	0.002	—	—	—	0.039	0.31
	0.14	0.23	1.04	0.014	0.003	—	—	—	0.027	0.32
V	0.12	0.34	1.24	0.020	0.008	0.05	—	0.035	0.039	0.36
Nb+V	0.12	0.26	1.40	0.016	0.007	—	0.038	0.039	0.034	0.37

Table 2 Condition of rolling and cooling

Reheating temperature (°C)	900~1250
Finishing temperature (°C)	770~1000
Total reduction (%)	87
Cooling rate (°C/s, 800-500°C)	0.7 (AC)~60
Onset temp. of accelerated cooling (°C)	600~860
Finishing temp. of accelerated cooling (°C)	40~650
Plate thickness (mm)	14

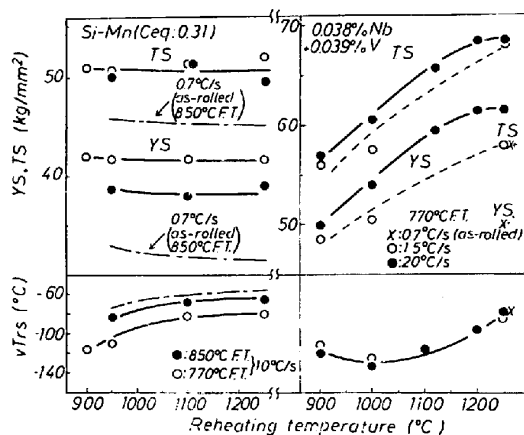


Fig. 1 Effect of reheating temperature on mechanical properties

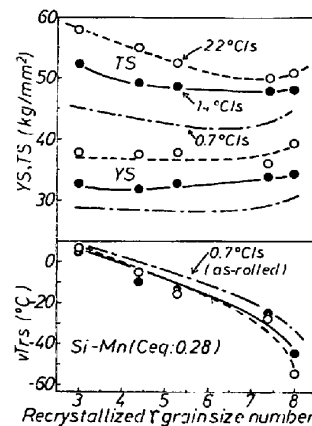


Fig. 2 Mechanical properties vs. recrystallized γ grain size no.

再結晶 γ 域圧延の強化によって著しく改善される。制御冷却材でも、Fig.3に示すように、未再結晶 γ 域の圧下率を増大すると、 $vTrs$ は、低温側に大きく移行する。また、各圧下率における制御冷却材の $vTrs$ は、制御圧延材の値とはほぼ等しく、制御冷却によって強度を高めても、靱性が劣下することはない。Si-Mn鋼でも、未再結晶域圧延の強化によって、靱性は、改善されるが、その程度は、少ない。

以上示したように、制御冷却したSi-Mn鋼の強度は、冷却条件に、Nb+V鋼の強度は、冷却条件と圧延条件（主に、加熱温度）に支配される。一方、靱性は、両鋼種とも、主に圧延条件に支配される。したがって、制御圧延と制御冷却を、適正な条件で組み合わせれば、強度、靱性の優れた非調質鋼の製造が可能になる。

2.3 冷却開始・停止温度の影響

Fig. 4(a)に、制御冷却したSi-Mn鋼の強度・靱性と冷却開始温度の関係を示す。図中には、 A_{r3} とパーライト変態終了温度、(Pf)も示す。冷却開始温度が A_{r3} から700°Cまでは、開始温度が低下しても、強度の減少は、少ない。開始温度が、700°C以下に低下すると、強度は、急激に減少し、空冷材の値に接近する。一方、 $vTrs$ は、開始温度の低下とともに、高温側に移行し、 A_{r3} 以下に開始温度が下がると、空冷材の値に等しくなる。このように、 A_{r3} 以下の温度から制御冷却を開始しても、材質向上は、維持される。

Fig. 4(b)に、850°Cで圧延終了後、直ちに10°C/Sで冷却したSi-Mn鋼の強度・靱性におよぼす冷却停止温度の影響を示す。冷却停止温度が約650°Cの場合、制御冷却による強度上昇は、少ない。この温度より停止温度が下がると、強度は上昇し、約500°Cから飽和の傾向を示す。一方 $vTrs$ は、650から400°Cまでの停止温度範囲では、ほぼ一定であり、空冷材の値にほぼ等しいか、それより低い値を示す。400°Cより、温度が下がると $vTrs$ は、高温側に移行し、制御冷却材の靱性は、劣下する。したがって、靱性を損うことなく強度の上昇を図るためには、適切な停止温度の選定が必要である。

2.4 制御冷却材の強度・靱性に影響をおよぼすマイクロ組織因子

(1) フェライト粒度の影響

α 粒度は、強度、靱性を支配する重要な因子であるので、まず、 α 粒度におよぼす再結晶 γ 粒度と冷却速度の影響を、Si-Mn鋼について調査した。Fig. 5に示すように、 γ 粒の細粒化や約20°C/Sまでの加速冷却によって、 α 粒は細粒化する。当鋼の場合、空冷で得られる α 粒度は、8番まで

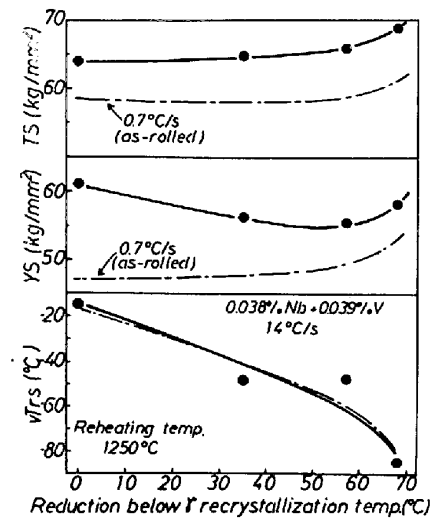


Fig.3 Relation between mechanical properties and reduction below γ recrystallization temperature

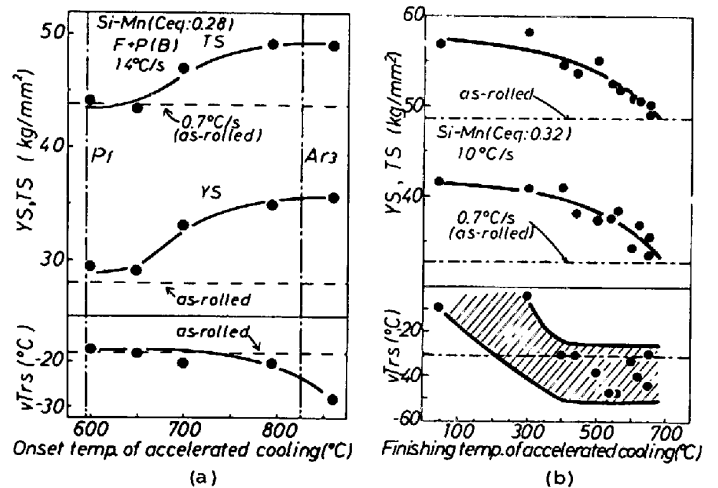


Fig.4 Effect of onset and finishing temperature of accelerated cooling on mechanical properties

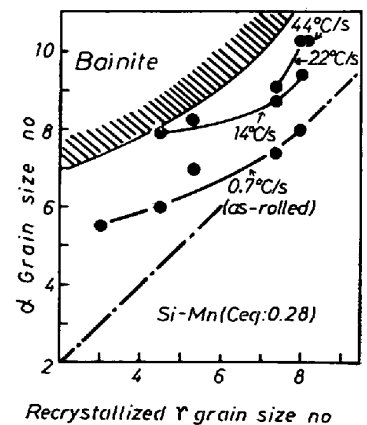


Fig.5 Relation between recrystallized γ grain size no. and grain size no.

であり、この値以上に α 粒を微細化するためには、圧延後の加速冷却が必要である。

Fig. 6 は、制御冷却した Si-Mn 鋼の α 粒度と $vTrs$ の関係を、仕上温度をパラメータに示す。各仕上温度における α 粒度は、 $vTrs$ と直線的に関係し、 α 粒の微細化によって、靱性が向上する。ただし、 α 粒径減少による $vTrs$ の低下量は制御圧延材に比較して少ない。この現象は、冷却速度の増大によって、 α 粒の微細化とともにベイナイトの生成量が増し、強度が上昇するためと思われる。同図から、また、仕上温度によって $vTrs$ のレベルが変わり、同一 α 粒径で比較すると、低温仕上ほど靱性が向上することがわかる。この原因は、仕上温度の低下によって、次節で述べるような靱性への悪影響が少ない微細なベイナイトが生成するためと考えられる。

(2) ベイナイトの影響
制御冷却材では、圧延や冷却条件によって、ベイナイトやパーライトの分率が大きく変化し、これら分率が強度に寄与する。Fig. 7 は、制御冷却した Si-Mn 鋼の結果であり、強度は、これら変態生成物の増加とともに上昇後飽和の傾向を示す。また同一分率で比較すると、低温仕上ほど強度が上昇しており、これは、主に α 粒の微細化に起因すると思われる。制御冷却材では、加速冷却によってフェライト、パーライトおよびベイナイトが強化される¹⁾。したがって、強度をマイクロ組織上から定量的に推定するためには、ベイナイト等の分率に加え、変態生成物の硬さも評価する必要がある。

Fig. 8 は、一定 α 粒径の下で、微細なベイナイトまたは、これに一部パーライトを含む組織のベイナイト+(パーライト)の分率と $vTrs$ の関係を示す。両者には、直線関係が成立し、また、これら分率が1%増すと、 $vTrs$ は約 $1^{\circ}C$ 上昇する。この上昇量は、パーライトの場合の約 $1/2$ である²⁾。このことが、微細なフェライトとベイナイトからなる制御冷却材で、大幅な強度の上昇が得られるにかかわらず、良好な靱性が保持される理由であろう。

(3) マルテンサイトの影響
Fig. 9 は、マルテンサイト生成による靱性劣下量を、Si-MnとV鋼について示した結果であり、約10%のマルテンサイトの生成によって、 $vTrs$ は、約 $30^{\circ}C$ 上昇する。この上昇量は、パーライトや先に示した制御冷却材の微細なベイナイトより大きな値であり、制御冷却材では、基本的にマルテンサイトを生成させないことが肝要である。

3. 工場試作結果

3.1 造船用降伏点36キロ級鋼

仕上ミル後面に設置した実機規模の冷却設備を用い、制御冷却適用効果の大きい代表的な鋼種である

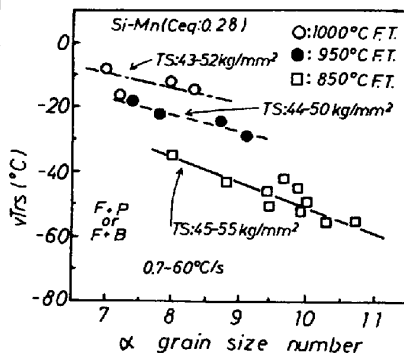


Fig.6 Relation between $vTrs$ and α grain size number

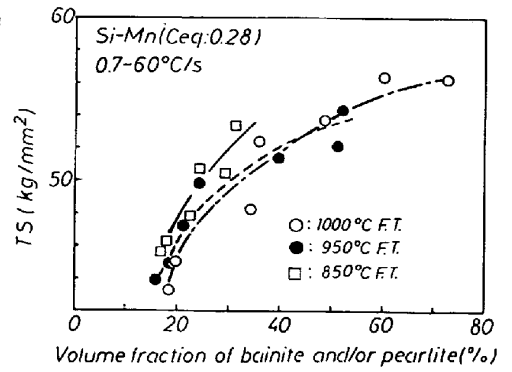


Fig.7 Variation of TS with the volume fraction of bainite and/or pearlite

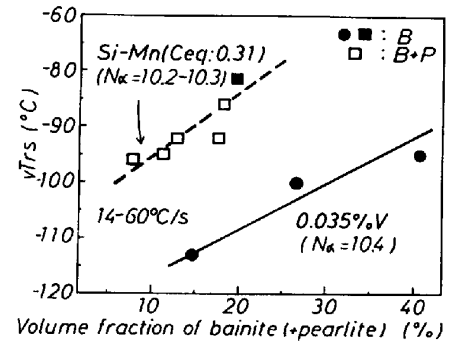


Fig.8 Relation between $vTrs$ and volume fraction of bainite (+ pearlite) (N_{α} : α grain size number)

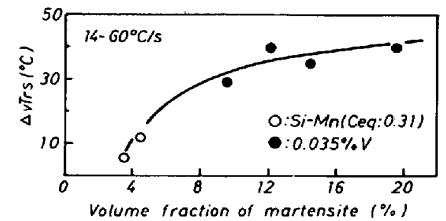


Fig.9 Effect of martensite on impact property

造船用，ラインパイプ用，低温用鋼の工場試作を行った。化学成分，圧延・冷却条件および機械的性質を，Table 3～5に，光学顕微鏡組織をPhoto. 1に示す。A鋼は，造船用36キロE級鋼を対象に，制御圧延との組み合わせで制御冷

Table 3 Chemical composition of steels

Steel	Grade	Plate thick. (mm)	Chemical Composition (wt %)													
			C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Nb	V	Al	Ti	Ceq
A	A86E	40	0.11	0.28	1.20	0.019	0.004	—	—	—	—	—	—	0.034	0.014	0.32
B	X80	19	0.070	0.20	1.24	0.014	0.002	0.25	0.25	0.24	0.19	0.057	0.080	0.019	—	0.42
C	SL3N45	40	0.025	0.25	0.47	0.008	0.001	—	3.48	0.80	0.09	0.014	—	0.018	0.011	0.27

1) WES, 2) I IW

却の適用を試みたものであり，従来の焼準処理鋼に比べ，0.09%程度低い0.32%のCeqで36キロ級として十分な強度・靱性を有している。また，組織は，微細なフェライトとパーライトおよびベイナイトの混合組織になっており，制御圧延材に特有なパーライトのバンド組織は，消失している。

Table 4 Condition of rolling and cooling

Steel	Reheating temp. (°C)	Finishing temp. (°C)	Cooling rate (°C/s)	Finishing temp. of cooling (°C)
A	1150	795	10	560
B	1150	750	21	360
C	950	760	9	550

Onset temp. of accelerated cooling is nearly equal to finishing temp.

3.2 大径ラインパイプ用×80鋼

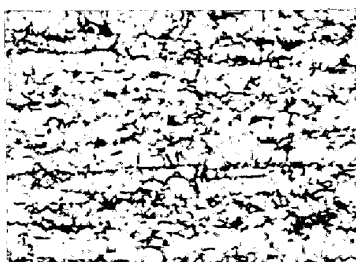
B鋼は，低炭素当量のMo-Nb-V系×80鋼である。当鋼では，制御冷却の適用によって組織は，微細なフェライトとベイナイトの混合組織となり，靱性を損うことなく約6 kg/mm²の強度上昇が得られる。したがって，当鋼はCeqが0.42%と低いにもかかわらず，API 5L U-80の規格強度を十分満足しており，低温靱性も良好である。

Table 5 Mechanical properties of steels

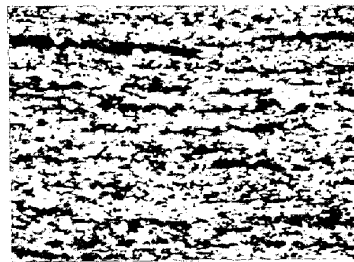
Steel	Plate thick. (mm)	Direction	Tensile test			Charpy impact test			DWTT 85% SATT (°C)
			Y.S (kg/cm ²)	T.S (kg/cm ²)	El (%)	vE at TC (kg-m)	vTrs (°C)		
A	40	T	37.6	51.8	28.9	vE-40	15.2	-56	—
B	18	T	60.0	76.8	20.0	vE-40	12.0	-102	-43
C	40	T	50.8	60.8	31.5	vE-110	19.7	-150	—

3.3 制御冷却形低温用3.5%Ni鋼

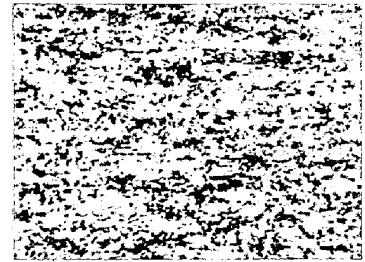
適切な化学成分を選定し，制御圧延と制御冷却を組み合わせれば，熱処理型3.5%Ni鋼代替鋼の製造も可能である。C鋼は，その一例であるが，制御冷却後の組織は，主に非常に微細なベイナイトからなり，極低炭素にもかかわらず所要の強度が得られている。vTrsは，C方向で-150°Cであり，吸収エネルギーも高く，低温靱性も良好である。



Steel A



Steel B



Steel C

50μ

Photo.1 Microstructure of steels

4. 結 言

制御冷却材の機械的性質におよぼす各種処理条件の影響を実験室的に検討し，これをマイクロ組織の観点から説明した。また，2，3の鋼種について工場試作を行い，本製造法が広範囲に適用できることを実証した。

5. 参考文献

- 1) 町田，勝亦：鉄と鋼，68(1982)，S500
- 2) P.B. Pickering et al：Iron and Steel Inst. Spec. Rep.，81(1968)，P.8