

討17 制御圧延+制御冷却鋼材の組織と靱性に及ぼす化学成分と圧延条件の影響

川崎製鉄(株)技術研究所 ○天野虔一 鎌田晃郎
大橋延夫

1 緒言

制御圧延後の強制冷却は一種の加工熱処理であり、靱性を損なうことなく強度上昇効果を得られる。しかし制御圧延条件と冷却条件の双方の関係を系統的に研究した例は少ない^{1),2)}。また一般にCを0.1%以上含有している鋼を用いるため、靱性の劣化をもちきたらす低温変態生成物が生じないように冷却速度に上限が設けられ冷却の効果は主にフェライトの微細化として利用される。本報告では、C量を思い切って減少させ、冷却速度を空冷から水冷まで広範囲に変化させて制御圧延の諸条件とその後の冷却の諸条件の組合せによる組織と強度、靱性に及ぼす効果について考察し高強度高靱性の方法を検討した。

2 実験方法

実験に用いた試料は真空溶解により作製したもので、その化学組成を表1に示す。

S鋼は低CのSi-Mn鋼であり比較の為に用いた。N1~N3は0.05% CをベースにNb量を変化させ、N4は0.03% NbでC量を増したもので、M1~M3は0.05% C-0.03% NbにMoを添加した。

各鋼は圧延または鍛造によりスラブとした後、加熱温度、および1000℃以上のオーステナイト再結晶域でのるい積圧下率、900℃~800℃のオーステナイト未再結晶域でのるい積圧下率を変化させた。仕上り板厚は15mmとし、その後の冷却は空冷および水冷、さらにその中間の冷却速度は、あらかじめ描いた冷却曲線上を油中の断続冷却により板厚中心の実測値と一致させる方法を用いた。引張、衝撃特性は板厚中心部より圧延直角方向に各試験片を採取した。

3 実験結果および考察

3-1 圧延条件と冷却速度による強度と靱性の変化

まずオーステナイト再結晶域における、圧下率については、圧下率/パスを10%以上にして、るい積圧下率を50%以上とすれば強度、靱性ともその飽和値に達することがわかった。

つぎに図1はN1鋼を1200℃に加熱後、1000℃以上で50%の圧下を加え、続いて900℃~800℃における圧下量を変化させて圧延しその後の冷却速度(板厚中心部の、800℃~500℃の平均冷却速度)を空冷から水冷まで変化させたときの強度と靱性を示す。

	(wt%)							
	C	Si	Mn	P	S	Al	Nb	Mo
S	0.043	0.25	1.26	0.016	0.011	0.016	-	-
N1	0.054	0.25	1.24	0.014	0.004	0.031	0.034	-
N2	0.047	0.25	1.22	0.003	0.002	0.026	0.077	-
N3	0.052	0.26	1.23	0.003	0.002	0.031	0.110	-
N4	0.069	0.25	1.22	0.016	0.002	0.029	0.030	-
M1	0.050	0.25	1.22	0.003	0.002	0.029	0.031	0.10
M2	0.051	0.25	1.21	0.004	0.002	0.034	0.032	0.31
M3	0.053	0.25	1.50	0.015	0.003	0.030	0.033	0.20

表1 供試鋼の化学成分

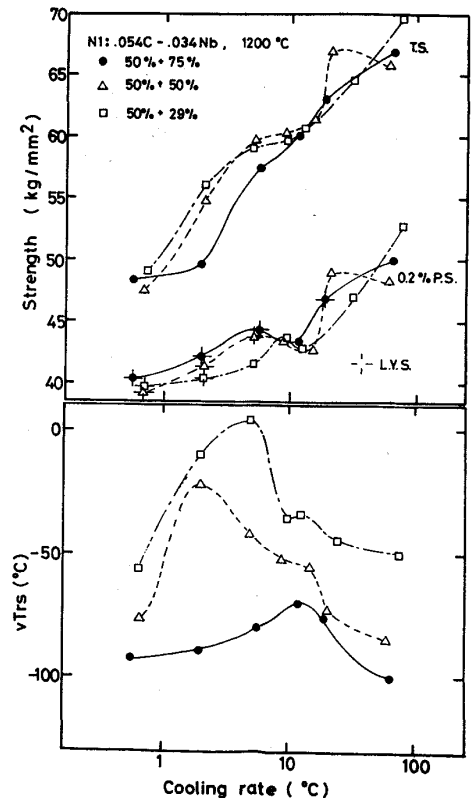


図1 圧延条件と冷却速度による強度-靱性の変化

空冷材(約0.6℃/s)と水冷材(約60℃/s)を比較すると、水冷材の方がT.S.の約18kg/mm²の上昇にもかかわらず、vTrsは空冷材と同等かやや低温側となる。900℃~800℃のるい積圧下量の増加によりT.S.およびY.S.の変化は小さいが、vTrsの改善効果がきわめて著るしい。また各圧延条件において、水冷と空冷の中間の冷却速度で、vTrsが上昇し、75%圧下時に一番高冷却速度側で靱性劣化ピークとなる。この中間の冷却速度での靱性劣化現象はSi-Mn鋼でもみられる。さらに、図2に示すように、Moの添加により、Nb単独添加鋼の場合より、低冷却速度側で靱性が劣化する。

3-2 ミクロ組織

図3にN1鋼を1200℃加熱後1000℃以上で50%圧延、続いて800℃~900℃での圧下量を変化させた水冷材のミクロ組織を示す。圧下量が少なきときには粗大なベイナイトとなっているのに対し、高靱性を示す75%圧下後の組織は微細な低炭素ベイナイトとなっている。図3には50%+75%圧下を加えたNb-Mo鋼の水冷材の組織も示すが、Nb単独添加の場合に比べてさらに微細な組織が得られ高強度-高靱性となる。

1200℃ 50%+75%

	C	Nb	Mo
● N1	.054	.034	-
△ M1	.050	.031	.10
□ M2	.051	.033	.31

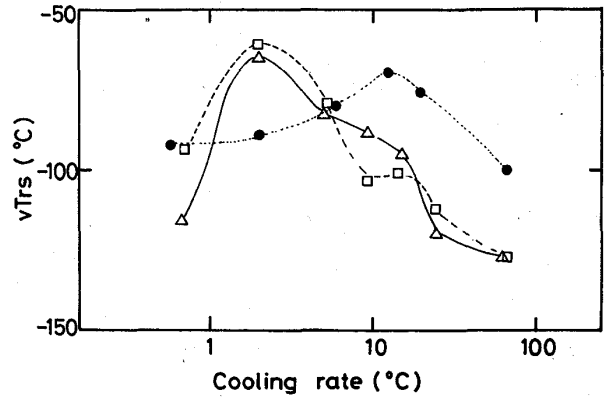
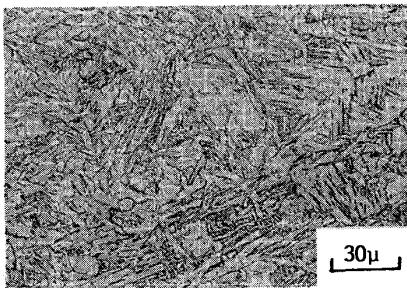
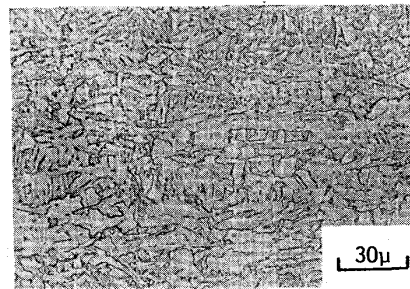


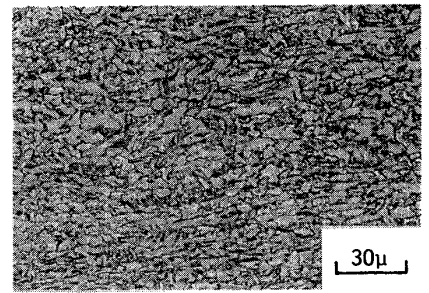
図2 Mo添加による靱性の変化



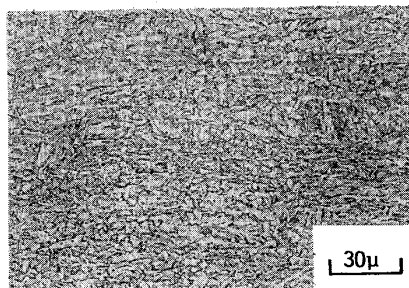
a) N1鋼 50%+29%



b) N1鋼 50%+50%



c) N1鋼 50%+75%



d) M3鋼 50%+75%

図3 未再結晶域圧延量による水冷材のミクロ組織変化

次にN1鋼の50%+75%圧延時の各冷却速度に対応したミクロ組織および二段レプリカ電顕写真を図4に示す。空冷材はフェライト-パーライト(ただしセメントイトが完全に析出したパーライトではなく擬似パーライト)であり、水冷材は低炭素ベイナイトである。vTrsの上昇する中間の冷却速度ではレプリカ写真からあきらかなように、塊状のフェライトと島状に分散した比較的大きなマルテンサイトが観察され、これが靱性の劣化の原因と考えられる。なおvTrsが上昇する冷却速度付近ではシェルフエネルギーは低下し、絞り値は減少し、また降伏比も減少する傾向を示した。一方伸びは特別の挙動を示さなかった。

最近、高強度-高延性を示す鋼として注目されているフェライト+マルテンサイトの二相組織鋼と、本実験で見出された、

二相組織との関係は興味深い。図4に示したように二相組織ではあるが、マルテンサイトの島が比較的大きくて、微細に分散していない。そのため絞り値の低下という現象にみられるように必ずしも延性が高くはならずむしろ靱性の低下という形で特徴づけられる。また二相組織鋼の高延性の一つの原因と考えられているフェライト地自体の高純度化による軟化現象³⁾も、本組織のようにマルテンサイトが均一微細に分散していない場合には起らないと考えられる。

空冷から水冷までの組織全体を特徴づけると、塊状のフェライトが生成する低冷却速度側と、低炭素ベイナイト組織となる高冷却速度側の二種類に分けることができ、その境界の冷却速度付近で塊状フェライト+島状のマルテンサイト組織となり靱性および延性が劣化する。

塊状のフェライトが生成する冷却速度範囲では、未再結晶域の圧延により変形帯が高密度に導入されフェライトが生成しやすくなりその後の冷却速度が遅いためフェライトの生長が起り塊状のフェライトとなる。一方フェライトの折出によりはきだされた合金元素が濃縮した部分は冷却速度が遅い場合にはパーライトとなるが中間の冷却速度で冷却された場合にはマルテンサイトに変態しやすくなると考えられる。

冷却速度がはやい場合には、フェライト核の生長が抑えられ、かつ過冷によってフェライト核の生成が促進されフェライト粒はきわめて微細化し、塊状のフェライトは生成しない。またフェライトの成長にともなう合金元素の濃縮も起り難

いと考えられる。さらに冷却速度がはやい場合には均一な低炭素ベイナイト組織となりこのとき高強度高靱性化がもっとも著しい。一方、未再結晶域の圧延が不十分な場合はフェライト核生成位置が少なくなり、冷却速度が速い場合には粗大なベイナイトが混在して靱性が劣化する。一方低冷却速度側ではフェライトの生長が著しく合金元素の濃縮も起りやすくなり低冷却速度側までマルテンサイトが生成しやすくなるであろう。図3に示したMo添加による靱性劣化ピークの移動、あるいは図6に示すC量の増加によるピークの移動も、合金元素の濃縮した部分の焼入れ性の増大によるものと思われる。図5に未再結晶域圧延が十分な場合、各冷却速度に応じて得られる組織と靱性の関係を模式的に示した。

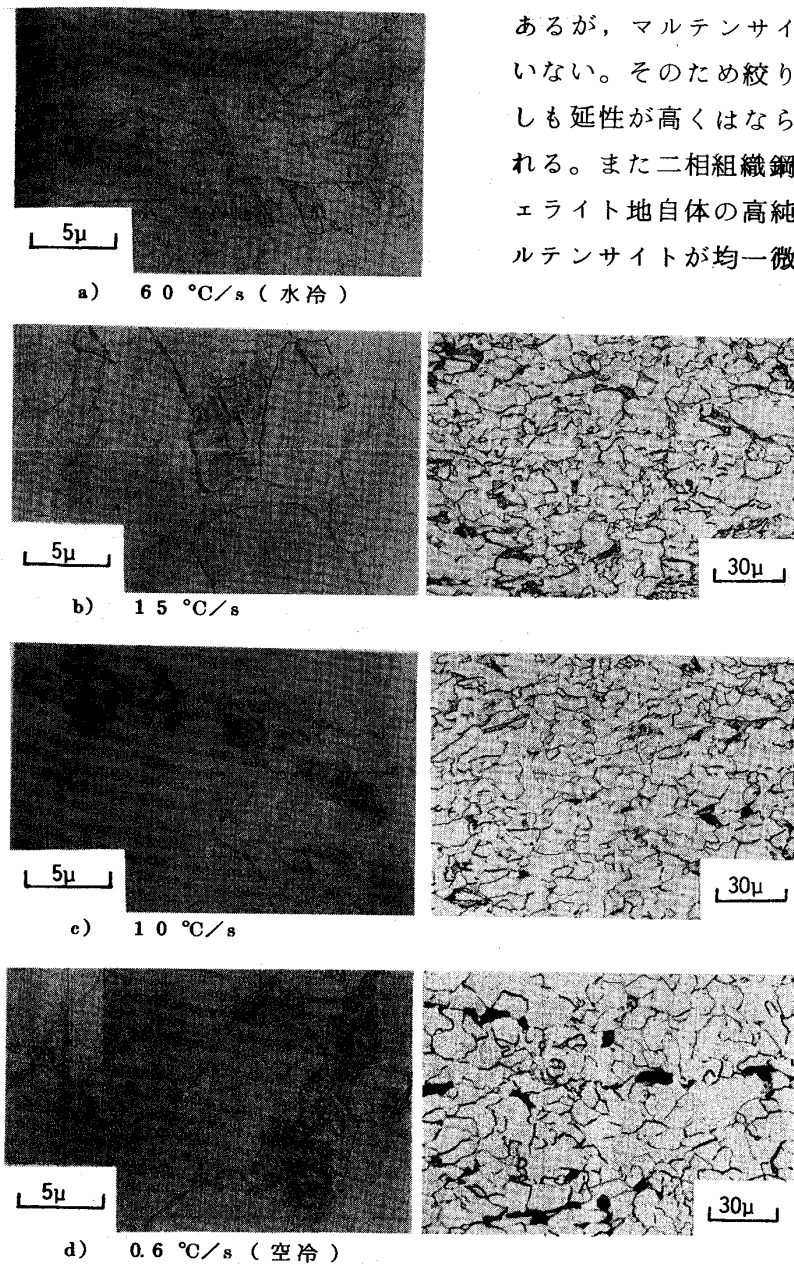


図4 N1鋼の各冷却速度におけるマイクロ組織

3-3 合金元素の影響

図3にMo添加の影響を示したが、図6は0.05% C-Nb系で、Nb量の増加させた場合および、0.03% Nb系でC量を増加させたときの靱性の変化を示す。Nb量の増加によりvTrsは全体に低温側に移動するが、靱性劣化ピーク位置に大きな差異はみられない。一方C量の増加によりピークは低冷却速度側に移動することがわかる。

3-4 加熱温度の影響

図7はM3鋼について1000℃以上で50%、900~800℃で75%の圧下後ただちに水冷した場合、スラブ加熱温度の強度-靱性に及ぼす影響を示す。1200℃~1050℃の加熱温度範囲ではvTrsは加熱温度の低下とともにやや減少し、T.S.およびY.S.も同様に低下する。

Nb(C,N)の溶解度の計算から、本供試鋼のような低C系では1050℃の低温加熱時にも、0.03%のNbは固溶可能であり、制御圧延のメカニズムが適用されていると考えられる。

1000℃加熱時ではNbは固溶しない可能性があり、また再結晶域での圧下がおこなわれないので、圧延終了時のオーステナイト粒は粗大かつ混粒で水冷後の組織は粗大なベイナイトが混入し靱性が劣化し強度は上昇したものと考えられる。

3-5 冷却開始温度

実工程上は圧延後冷却するまでの時間が問題となるが、冷却開始温度が710℃まで低下すると強度、靱性とも劣化し、これは圧延終了後の空冷時にオーステナイト粒界に塊状の初析フェライトが生成するためである。

4 結言

低C-Nb系について制御圧延-制御冷却条件を検討した結果高強度-高靱性化の方法があきらかとなった。

参考文献

- 1) Mitchell, Irani; B.S.C. Rep. 1976
- 2) 大北, 大内, 小指; 鉄と鋼, 63(1977), S798
- 3) Davies; Met. Trans. A, 9A(1978), 41

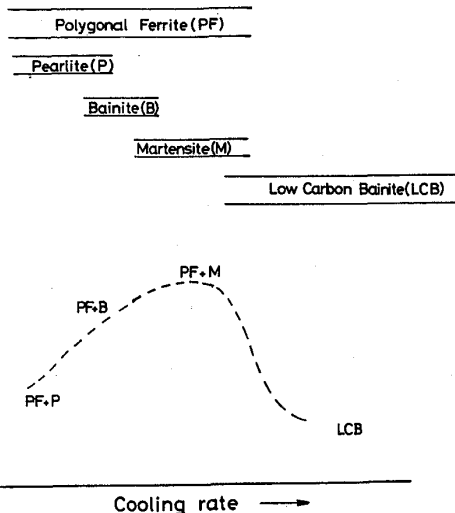


図5 低C-Nb鋼の制御圧延後の冷却速度と組織-靱性の関係をあらわす図

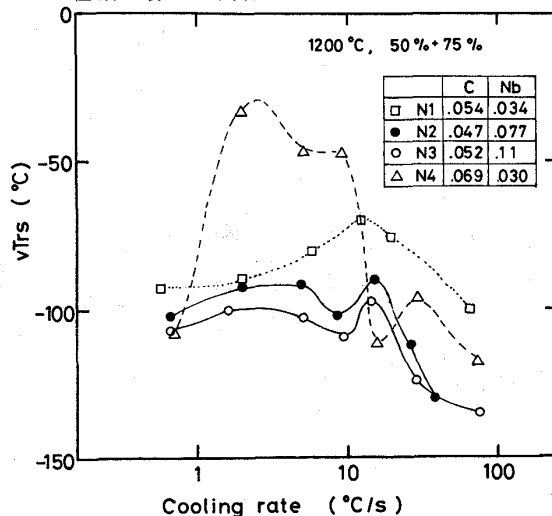


図6 Nb量およびC量による靱性の変化

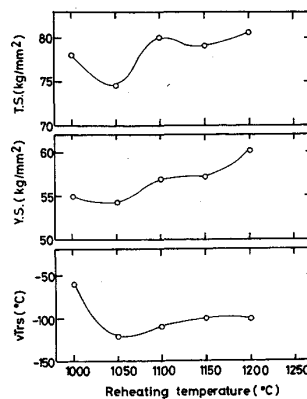


図7 加熱温度による強度、靱性の変化 (M3鋼)