

(討14)

非調質高張力鋼のミクロ組織に及ぼす合金元素、冷却速度の影響

川崎製鉄 技術研究所 ○田中智夫 榎並禎一 田畑紳久
波戸村太根生 船越督己

1. 緒言

Controlled rolling の目的は微細なフェライト粒を作って強度と靱性を高めることにある。^{1,2)} 細粒化については (i) 変態前のオーステナイト粒を細かくする, (ii) オーステナイト粒界面積を大にする, 粒内に変形帯を導入する,³⁾ 等により α 核生成のサイトを多くする, (iii) $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態時により多くの α 変態核を形成させるために適度の過冷却を与える, (iv) 生成した α 粒の成長を阻止する, 等が必要になる。

現在までの報告で, (i) γ 粒と変態後の α 粒は密接な関係があり, 前者が細かければ, 後者も細くなる, (ii) 低温圧延によって γ 粒は細粒化される,⁴⁾ (iii) Nb は加工後の回復, 再結晶を遅延させる効果がいちじるしい,⁵⁾ 等が知られている。

それでは回復, 再結晶遅滞による細粒化の効果は Nb 以外の元素で期待できないものであるか否かは Nb の本質にからんで当然問題になってくる。また熱間加工—再結晶の繰返しによって到達し得る γ 結晶粒は限界があるのかないのか, あるとすればどの程度であるかは現場繰業と関連して重要である。さらに, 圧延条件の制御とともに変態前後での加速冷却が組織, α 粒にどの程度の効果を与えるかを知ることも大切である。

本報告ではこのようなことを念頭において, (i) γ 粒の再結晶に及ぼす加工温度, 加工量, 合金成分の影響, (ii) 熱間加工—再結晶によって到達し得る γ 粒の大きさ, (iii) 変態後のミクロ組織, 粒度におよぼす冷却速度の効果, に焦点を絞って実験を行なった。

2. 再結晶におよぼす合金成分の影響

熱間加工温度, 加工量, 合金成分と再結晶速度との関係を見るために, 表1に示す4鋼種を用いて実験を行なった。

表 1 供試鋼の化学成分 (wt%)

鋼種	C	Si	Mn	P	S	Ni	V	Nb	Al	N
Aemi-K	0.17	0.04	0.66	0.011	0.027	0.02	—	—	0.001	0.0042
AL-Killed	0.15	0.33	1.32	0.017	0.013	0.11	—	—	0.029	0.0076
0.02V	0.17	0.26	1.18	0.013	0.018	0.12	0.02	—	0.020	0.0068
0.03Nb	0.17	0.26	1.18	0.013	0.018	0.12	—	0.03	0.019	0.0078

ライコ口試験片を

1250℃×10 min. 加熱後空冷し, 所定の温度で落重によって圧縮変形を与える。変形温度で一定時間保持後水冷して再結晶の進行状況を検鏡する。結果を表2に示す。結果を要約すると, (i) 熱間加工温度が低下すると, 再結晶の

表 2 再結晶速度に及ぼす加工温度, 加工量の影響

加工量 (%)	加工再結晶温度 (°C)	再結晶開始時間 (Sec.)				再結晶完了時間 (Sec.)			
		Semi-K	AL-K	0.02V	0.03Nb	Semi-K	AL-K	0.02V	0.03Nb
20	900	—	—	—	60	—	—	—	~2700
	850	—	<2	<2	~300	—	~60	~60	>2700
	800	—	<2	<2	—	—	~300	~300	—
50	900	0	0	0	—	<2	<2	<2	600
	850	0	0	0	~30	<2	30	30	1800
	800	F+P	<2	<2	—	F+P	60	60	2700
	750	F+P	F+P	F+P	F+P	F+P	F+P	F+P	F+P
70	900	—	—	—	<2	—	—	—	~60
	850	—	0	0	<2	—	<2	<2	~300
	800	—	0	0	—	—	<2	<2	—

開始、完了とともに長時間側に移行する、(ii)熱間加工量が增大すると、再結晶は促進される、(iii)再結晶速度は合金成分で大きな影響を受ける。semi-killed → Al-killed (N=76ppm) ≈ V → Nb の順列で再結晶は遅滞する。特に Nb の効果が大きい。(iv) Nb 以外の鋼では 900℃ で瞬間的に再結晶が完了する。850℃ 以下になって再結晶の遅滞化が明瞭になる、(v)再結晶粒は元のオーステナイト粒界に優先的に発生する。以上の結果は過去の報告をよく支持するものである。

Nb が再結晶を遅滞化するには、変形によって導入された転位に Nb (C, N) が析出するためとする説が多く、研究者によって提唱されている。再結晶の遅滞化については固溶原子による boundary migration の阻止、γ 粒界の安定化による効果も当然考えられる。

そこで、0.1% C - 0.3% Si - 1.5% Mn をベースとし、これにそれぞれ 0.036% Nb, 0.036% Nb - 0.036% B, 0.3% Cr, 0.3% Cr - 0.004% B, 0.0037% B, 0.05% (Ce + La), 0.026% S を添加した材料について、上述と同様の試験をした。その結果によれば、1200℃ × 10 min. 加熱後 850℃ で 50% の変形を与えると、Nb, Nb-B 以外の鋼はいずれも瞬間的に再結晶を完了する。Cr, B, (Ce + La), S のような元素は再結晶阻止能が皆無ないは僅少である。すなわち上記成分中では、Nb のみが有効である。

3. 熱間加工によって到達し得る γ 粒径

熱間加工—再結晶の繰返しによって γ 粒径は漸次減少するが、これは無限に減少するものではない。

その一例を図 1 に示す。この図は熱間加工温度と再結晶後の γ 粒径との関係を示すものであり、用いた材料は表 1 に示した Al-killed, V, Nb 鋼である。γ 粒の粗大な表現になるが、加工温度 950℃ 以下では、再結晶後の γ 粒径はほぼ同一のレベルに到達する。

γ 粒が実際にどの程度まで微細化されるかを調べるために、熱延材を 930℃ × 1h 再加熱の細粒化処理を施した後、900℃ で 0%, 10%, 20%, 30%, 40%, 45%, 50% の加工を与え、直ちに水冷した材料、空冷した材料の組織、結晶粒度を調べた。用いた鋼は (SV = 0.17% C - 0.36% Si - 1.5% Mn - 0.04% V) と (SN = 0.05% C - 0.05% Si - 1.46% Mn - 0.09% Nb) である。組織の代表例を写真 1 に示す。SV の水冷材はフェライトとマルテンサイトの混合組織で元の γ 粒の大きさの判定が困難である。また、SN は空冷、水冷材ともにフェライト組織になるために元の γ 粒径を直接的に評価することはできない。しかし、いずれの場合もフェライト粒は加工量の有

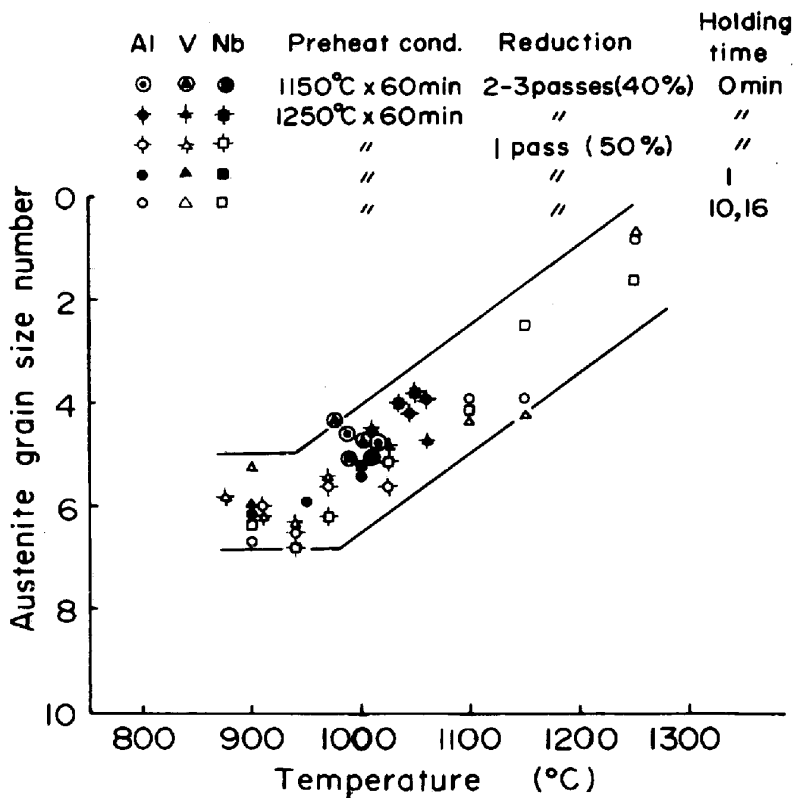
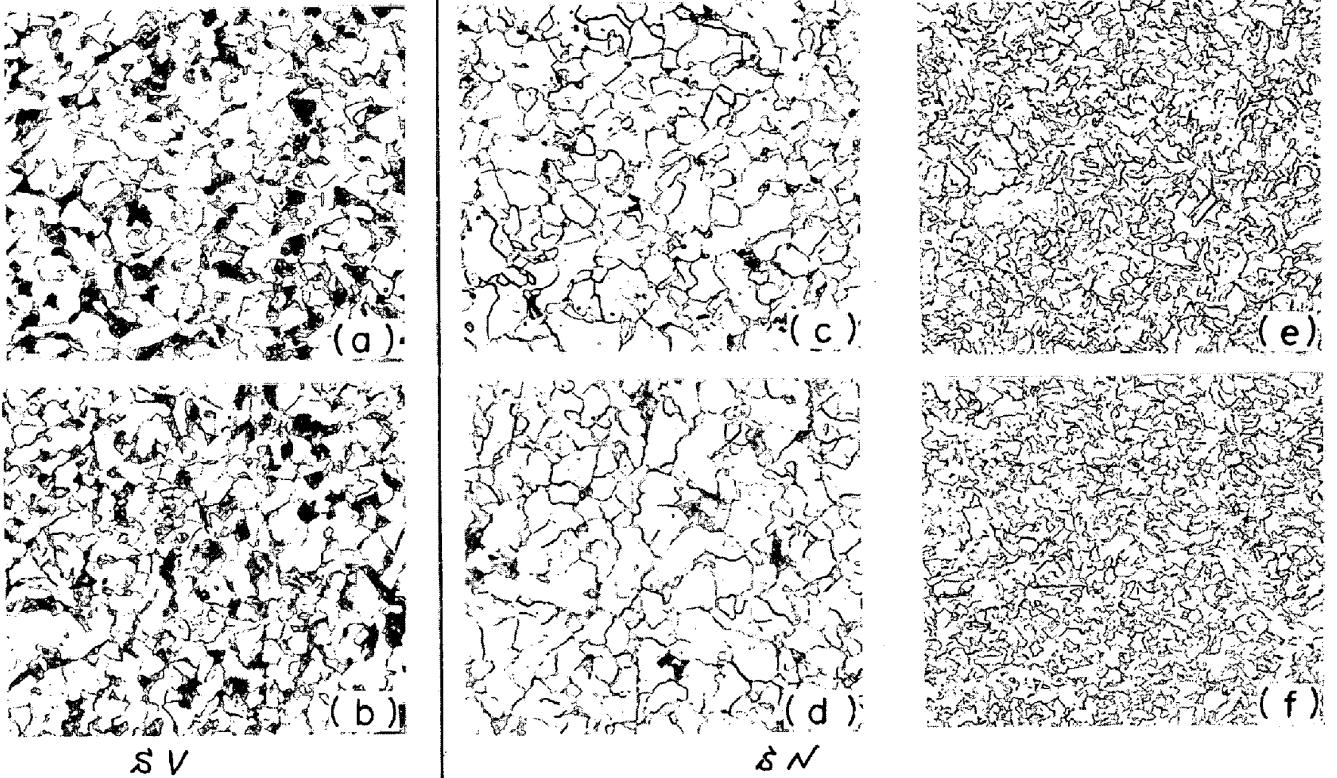


図 1 熱間加工温度と再結晶後の γ 粒径との関係



900℃ 0% (a), (c), (e), 50% (b), (d), (f) 加工 → (e), (f)のみ水冷, 他は空冷
 写真 1 SV及びδNの組織 └───┘ 50μ

無, 大小にかかわらずほぼ一定である(11.5~11.8μ および6.5μ) (写真1参照)
 このことはγ粒がある限界値に到達するとそれ以上の細粒化は困難であることを示唆する。

4. 冷却の効果

前節でも述べたように加工-再結晶によるγの細粒化には限度がある。実際にも *Controlled rolling* で得られる材料の *Polygonal ferrite grain No.* は1.5程度であり, それ以上は困難である。したがって, さらに細かいα粒を得るためには, 熱間加工以外の方法をも加味しなければならない。その一つは *Controlled rolling* 後急冷して *acicular ferrite* を得ることであろう。

急冷後の組織はもちろん, 化学成分, γ粒に非常に敏感であり, C_{eq} が高ければマルテンサイト, ないしは, ベーナイト組織に転る。そこで $C = 0.02 \sim 0.18\%$, $C_{eq} = 0.239 \sim 0.439\%$ の範囲の材料を用いて水冷によって得られる組織, 機械的性質等を調べた。この場合水冷前のγ粒細粒化処理の方法としては *Controlled rolling* の代りに900℃×1h.加熱を選んだ。その結果を図2に示す。この図では降伏応力, 引張強度をC量の関数としてプロットした。

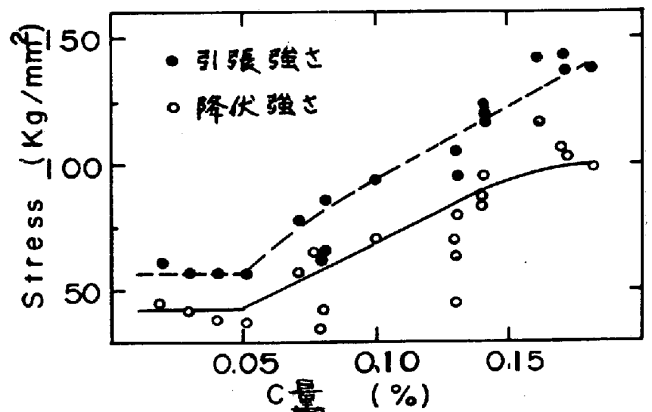


図2 C量と降伏応力, 引張強度との関係

$C \leq 0.055\%$ では組織は写真1(e), (f) に示すような *acicular ferrite* になり, 強度レベルはC量の増加とともにマルテンサイト量は増加し, それとともに強度も増加する。ここで興味深いことは, *acicular ferrite* 形成の範囲を規定するパラメーターとしては

C量が C_{eg} よりも非常に有効であることである。図2のC量の代りに M_s 点をパラメーターに用いるのも有効である。図3はこのことを示すものである。

$M_s > 470^\circ\text{C}$ では, *acicular ferrite*, $M_s < 470^\circ\text{C}$ では, *Martensitic* な組織になる。ここで M_s 点として次式を用いた。

$$M_s = 550 - 350 \times (\%C) - 40 \times (\%Mn) - 35 \times (\%V) - 20 \times (\%Cr) - 17 \times (\%Ni) - 10 \times (\%Cu) - 10 \times (\%Mo) - 10 \times (\%W) - 0 \times (\%Si) + 15 \times (\%Co)$$

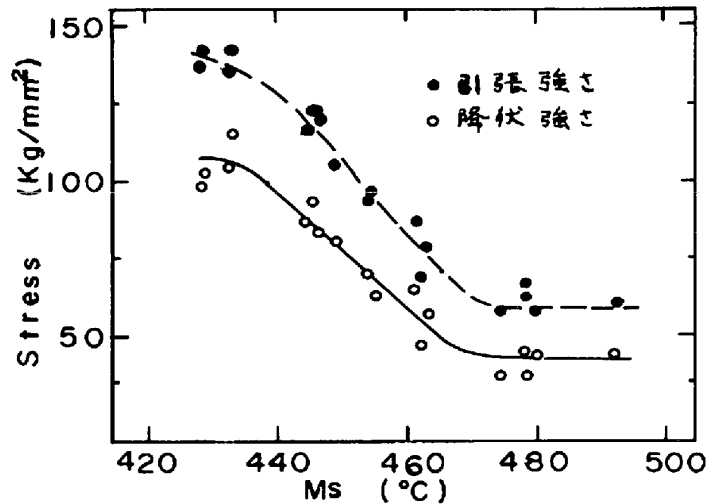


図3 M_s 点と降伏応力, 引張応力との関係

低温靱性についてみれば, *acicular ferrite* 組織を示す材料は良好であり, $vT_{rs} \leq -60^\circ\text{C}$ である。

このようにして得られた *acicular ferrite* の粒径を *linear intercept* 法で求めると約 6.5μ (α grain size No. ~ 11.3) であり大変細かい。100%脆性破面を示すシャルピー衝撃試験片を走査型顕微鏡で観察を行ない, *cleavage crack* の平均直径を求めてみると, $d \sim 5.6\mu$ である。両者の値が比較的よい一致を示すことから, *acicular ferrite* の粒界が *cleavage crack* 伝播の抵抗として働くことがわかる。

空冷材の α 粒が 11.5μ (α grain size No. ~ 9.6) であるから水冷によって $11.5\mu \rightarrow 6.5\mu$ (α grain size No. $9.6 \rightarrow 11.3$) と細粒化されるわけであり, この効果の大きいことがわかる。

文献

- 1) E.O. Hall ; Proc. Phys. Soc. B64 (1951), p.747
- 2) N.J. Petch ; J.I.S.I. 173 (1953), p.25
Fracture, ed. by Averbach et al., (1959), p.54 [Wiley]
- 3) 関根, 丸山 ; 鉄と鋼, 58 (1972) p.1424
- 4) K.J. Irvine et al. ; J.I.S.I. 208 (1970) p.717
- 5) J.N. Cordeau and R.E. Hook ; Met. Trans. 1 (1970) p.111
- 6) J.J. Irani, D. Burton, J.D. Jones and A.B. Rothwell ; I. S. I. Publ. 104 (1967) p.110
- 7) Y.E. Smith, A.P. Coldren and R.L. Cyderman ; Toward Improved Ductility and Toughness, Kyoto Conference, p.119 (1971)
- 8) 門間, 岡本, 浅田 ; 新制金属講座 鉄鋼(II) (1955) p.116 [日本金属学会]