

3) I. M. MACKENZIE: Iron and Steel Inst., Spec. Rep., No. 81, (1963), p. 30  
 4) J. A. CHAPMAN, R. PHILLIPS and R. L. CRAIK: NML Tech. Journal, 7 (1965), p. 27  
 5) BISRA: Belgian Patent, No. 662269, (1965)  
 6) N. J. PETCH: "Fracture", p. 54~67, (1959) [John Wiley and Sons, New York.]  
 7) F. W. STARRATT: J. Metals, 10 (1958), p. 799  
 8) C. A. BEISER: Amer. Soc. Metals Preprint, No. 139, (1959), p. 1  
 9) K. J. IRVINE and F. B. PICKERING: J. Iron and Steel Inst., 201 (1963), p. 944  
 10) R. PHILLIPS, W. E. DUCKWORTH and F. E. L. COPLEY: *ibid.*, 202 (1964), p. 593  
 11) F. E. van VORIS: Metal Progress, 82 (1962), p. 84  
 12) W. B. MORRISON and J. H. WOODHEAD: J. Iron and Steel Inst., 201 (1963), p. 43  
 13) W. B. MORRISON: *ibid.*, p. 317  
 14) 鈴木, 金田, 新名, 梶: 鉄と鋼, 50 (1964), p. 2014  
 15) D. McLEAN: J. Iron and Steel Inst., 201 (1963), p. 764  
 16) W. C. LESLIE: Proc. Symposium No. 15, NPL, (1963), p. 333  
 17) 盛, 時実, 岡本: 鉄と鋼, 51 (1965), p. 2034  
 18) W. S. OWEN: Iron and Steel Inst., Spec. Rep., No. 81, (1963), p. 1  
 19) F. B. PICKERING and T. GLADMAN: *ibid.*, p. 10  
 20) T. GLADMAN: *ibid.*, p. 21  
 21) J. H. WOODHEAD: *ibid.*, p. 22  
 22) F. B. PICKERING: *ibid.*, P. 22  
 23) W. E. DUCKWORTH: *ibid.*, P. 23  
 24) M. TANINO, T. NISHIDA, T. ŌOKA and K. YOSHIIKAWA: Proc. Symposium on Micro-Metallurgy, (1965), Jamshedpur. (to be published.)  
 25) 西田, 谷野: 日本金属学会誌, 29 (1965), p. 728  
 26) 谷野, 西田: 日本金属学会講演概要 (1965), p. 94  
 27) J. J. GILMAN and W. G. JOHNSTON: Solid State Physics, 13 (1962), p. 147  
 28) R. SIEMS, P. DELAVIGNETTE and S. AMELINCKX: Phil. Mag., 9 (1964), p. 121  
 29) P. B. PRICE: J. APPL. Phys., 32 (1961), p. 1750  
 30) 谷野, 西田, 大岡, 吉川: 日本金属学会誌, 29 (1965), p. 734  
 31) E. HORNBOGEN: J. Appl. Phys., 32 (1961), p. 135  
 32) 谷野: 未発表データ

(討-15) 微量ニオブ添加圧延鋼材の再加熱による強度低下の防止

八幡製鉄, 技術研究所

工博 合田 進・工博 榎藤 永  
 ○木村 勲・米井 滉

Prevention of Softening by Reheating in As-Rolled Steel Containing Small Amount of Niobium.

Dr. Susumu GOHDA, Dr. Hisashi GONDOH, Isao KIMURA and Akira YONEI.

1. 緒 言

低炭素鋼に 0.03~0.05% 程度の微量の Nb を添加すると圧延まま材の降伏強さ, 引張強さが著しく向上することは衆知の事実である。しかしながら, そのあと焼準とか需要家における熱間加工などで, Ac<sub>1</sub>~Ac<sub>3</sub> 点以上の温度に加熱されると著しい軟化を生じ, Nb による高張力化の効果は消失する<sup>2)</sup>。この事実は本鋼種の欠点の 1 つになっている。一方逆に Nb による高張力化の機構を検討する上では, 非常に興味深い現象ともいえる。

本研究は強度低下防止策として加熱温度, 加工の有無, 加熱後の冷却速度などの効果について検討したものである。

2. 実験方法

Table 1 に供試材の化学成分および機械的性質を示した。いずれも熱間圧延した 800×300×38 の H 形鋼 (ワイドフランジ) で, 供試材はこれのフランジ部から採取した 38 mm 厚の板状試料であり, 実験は供試材を局部的に加熱した場合と, 全体加熱した場合について加熱後の加工の有無, 冷却速度が強度低下におよぼす効果を調べた。

Table 2 にこれらの実験手順を一括表示した。

3. 実験結果

3.1 局部再加熱の場合

Table 2 の 1 に示した実験要領にしたがって, 厚さ 38 mm の圧延素材の中央部を鍛造用火床で 900~1200 °C・2 min 間加熱後, 加熱部分をエアークハンマーで 28 mm 厚に鍛造し, (仕上 900°C), その後 3 通りの冷却速度で冷却した。

Fig. 1 は冷却後の供試材から JIS 1 号引張試験片を切出し, 引張試験を行なった結果である。引張破断位置は, 空冷材は熱影響部内で切断しているが, 加熱温度の高くなるほど熱影響部と母材の境界に近づいてくる。シャワー水冷材は加熱温度の高低にかかわらず熱影響部と母材の近傍, 浸漬水冷材は完全に母材部で切断した。いずれの場合も圧延素材に比べて降伏点, 引張強さの低下はほ

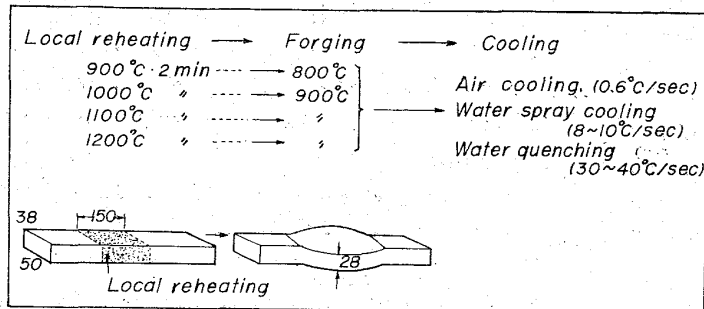
Table 1. Chemical analysis and mechanical properties of samples (as rolled).

Mark	Chemical analysis (%)						Plate thickness	Yield stress (kg/mm <sup>2</sup> )	Tensile strength (kg/mm <sup>2</sup> )	Elongation (%)	Impact value 2uE <sub>0</sub> (kg-m/cm <sup>2</sup> )
	C	Si	Mn	P	S	Nb					
A	0.19	0.07	1.07	0.014	0.016	0.03	38 mm	37.7	52.5	24.9	17.0
B	0.19	0.02	1.16	0.022	0.026	0.05	38 mm	40.5	59.0	32.5	12.5

Table 2. Experimental method.

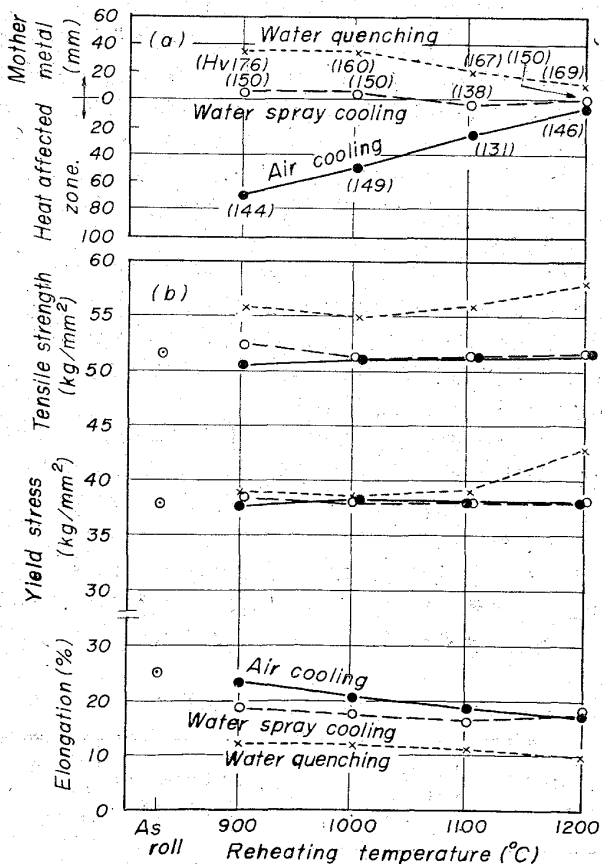
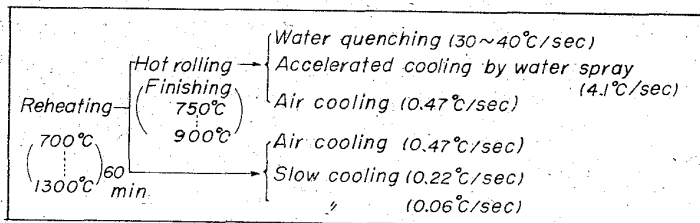
1. Local reheating

Sample: A  
Procedure:



2. Reheating

Sample: B  
Procedure:



(a): Position of tensile fracture, (b): Tensile properties  
Fig. 1. Tensile test results after local reheating and subsequently forging.

とんど認められない。伸びは全体に低くなるが空冷材では低下の程度も比較的少ない。結局、局部加熱の場合は空冷でも比較的冷却速度が速いので、再加熱による強度低下はほとんどなく、むしろ素材なみの材質が維持できる。

3.2 全体加熱の場合

Table 2 の 2 に示した実験要領にしたがつて、38 mm 厚×115 mm 巾×212 mm 長の板状試料を各温度に加熱後、2パスで 25 mm 厚に熱間圧延した後、0.06~40°C/sec の冷却速度で冷却した。また加工なしの場合は素材をあらかじめ 25 mm 厚に平削し、同様に各冷却速度で冷却した。

Fig. 2 は再加熱温度と冷却速度が降伏点および U ノッチシャルピー値におよぼす影響を調べた結果である。降伏点は 800°C~1000°C 加熱によつて低下し、加熱後の冷却が遅くなる程低下割合も大きくなる。1100°C 以上になるとおおむね素材なみの強度になるが、それでも徐冷材はなお低い値を示している。逆に 1100°C 以下の強度低下を生じる温度域で素材なみの強度を維持させるには水スプレーによる強制冷却速度以上の冷却が必要である。一方靱性は 750°C 以上 1100°C 以下の再加熱では素材の値にくらべ格段にすぐれた値を示した。なお冷却前の加工の有無は強度・靱性に対して余り影響は与えていないようであるが、1000°C 以下の再加熱の場合、加工の入ったほうが強度・靱性ともいくぶん向上している。

Fig. 3 はこれらの結果を冷却速度を横軸にとつて図示したものである。降伏点強度は大体 2~4°C/sec 以上の冷却速度で素材を上廻る値を示すことが明らかである。U ノッチシャルピー値でみた靱性は冷却速度にあまり依存せず、再加熱温度でほぼ決るが、1100°C 以下の場合総じて素材にくらべて良好な値を示し、とくに 800°C~900°C 再加熱の場合最もすぐれた結果を示した。

結局、Nb 添加圧延鋼材を  $Ac_1 \sim Ac_3$  点以上、1100°C 以下に再加熱する場合、再加熱後の冷却速度を 2~4°C/sec 以上で冷却すれば、圧延素材の強度低下が防止できるだけでなく、むしろこれをはるかに上廻る材質のものが得られる。

この場合の組織は結晶粒が非常に微細で、かつ再加熱後の冷却が速いために微細パーライト組織を示した。

4. 考察ならびに結論

Nb による高張力化の機構は W. B. MORRISON<sup>2)</sup> などの考えが現在のところ支配的であつて、1150°C~1200°C 以上の高温で鋼中に溶込んだ Nb は冷却過程の  $\gamma \rightarrow \alpha$  変態でフェライトの matrix に coherent な超微細分散相として析出した Nb の炭窒化物による析出硬化によるもので、これを再加熱すると、 $Ac_1$  以下のフェライト域では安定であるが、 $Ac_1$  を越えて  $\alpha \rightarrow \gamma$  化が始まると急激に coherency stress を減じて軟化を生じるものと考えられている。

本実験のように  $Ac_1 \sim Ac_3$  以上の再加熱後 2°C/sec 以上の冷却速度でやや急速冷却すると強度の低下が防止できるのは、かかる Nb の炭窒化物の挙動とは一応無関係

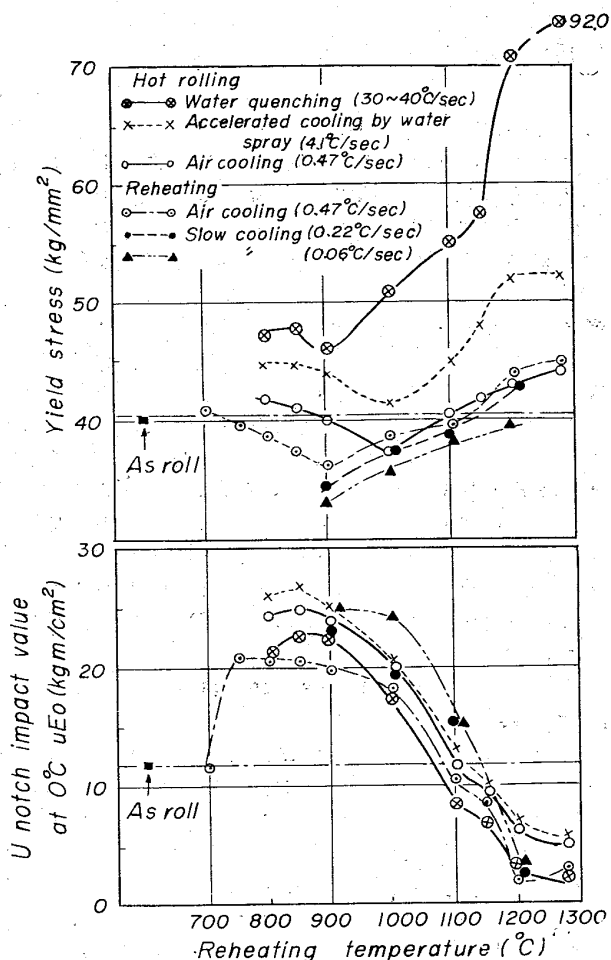


Fig. 2. Changes of yield stress and impact ductility due to both reheating and subsequently cooling.

なものと考えられ、むしろ、急速冷却による微細パーライトの生成によるものと考えられる。一方靱性は、MORRISON などが指摘するように、再加熱によつて生じた matrix に incoherent な Nb の炭窒化物の析出によつて圧延素材より著しく改善されるものと推定される。

本実験で得られた結果を要約すると、Nb 添加圧延鋼材を  $Ac_1 \sim Ac_3$  以上  $1100^\circ\text{C}$  以下に再加熱する場合、再

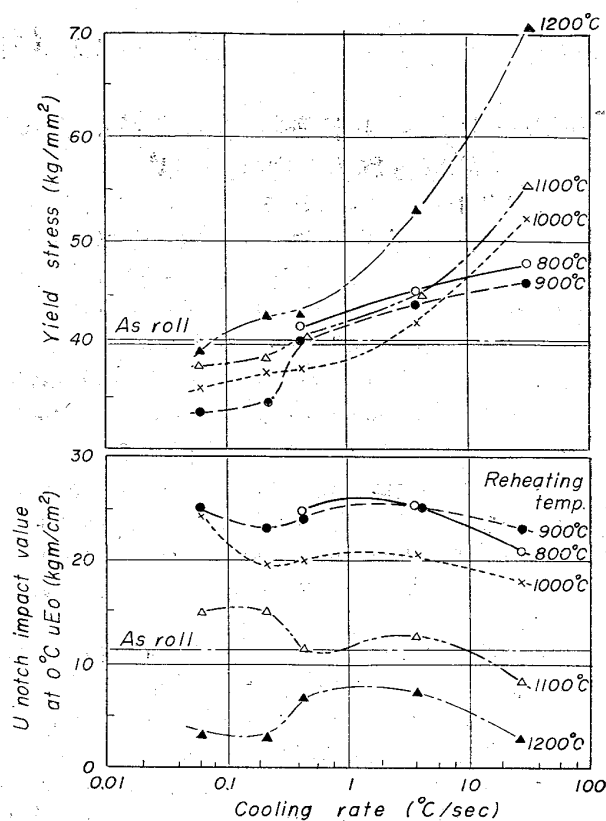


Fig. 3. Changes of yield stress and impact ductility due to both reheating and subsequently cooling.

加熱後の冷却速度を  $2 \sim 4^\circ\text{C}/\text{sec}$  以上で冷却すれば強度低下が防止できるだけでなく、むしろ圧延素材をはるかに上廻る靱性が得られる。局部加熱のような場合は空冷でも冷却速度が比較的速いので、同様の結果が期待できる。

文 献

- 1) W. B. MORRISON: Iron and Steel, Aug. (1964), p. 390
- 2) W. B. MORRISON: J. Iron and Steel Inst., April (1963), p. 317