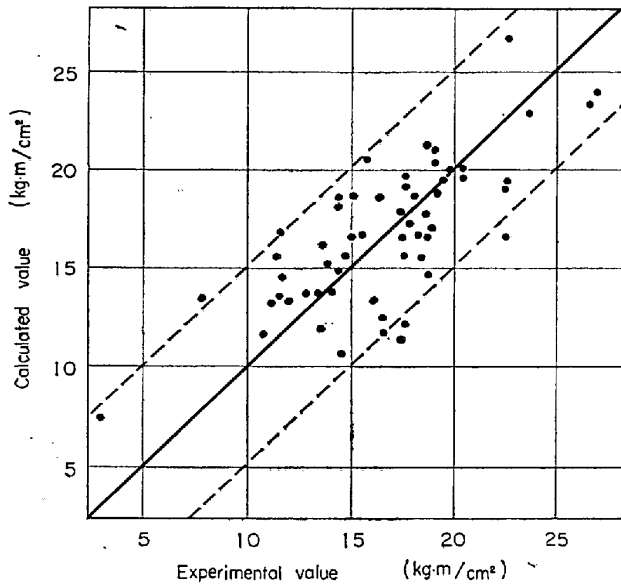


Table 4. Comparisons among various investigations concerning the effect of alloying elements on the tensile strength.

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	V	Nb	Sol. Al	T. N
Present investigation	97.8	6.96	9.62	98.1	-443	3.68	5.80	5.48	14.0	3.75	-17.0	-56.0
Rinebolt	78.7	12.0	14.8	52.2	-28.2	10.5	3.5	9.2	46.4	—	-18.3	—
Miyoshi	223	18	19	—	—	15	12	18	25	-101	47	—

Fig. 3. Calculated vs. experimental value of vE_o .

ベイナイト混在組織のものを含んでいたことなどが原因だと推測される。ついで降伏点の上昇に効果のある元素を順に列記すると Cu, Ni, Mn, Cr である。S は逆に降伏点を減少させる効果を示している。Si, P, V, sol. Al については有意でなかった。

引張り強さに対しては、Cの効果が最も大きく、ついで引張り強さの上昇に対して効果のある順に元素を列記すると、V, Mn, Si, Ni, Cr の順である。降伏点よりも引張り強さの上昇に効果のある元素は、C, (Si), Mn, Cr, (V) であり、逆に引張り強さより降伏点の上昇に効果のある元素は、Cu, Ni, Nb, T.N である。特に降伏点に大きな効果を示した Nb, T.N は引張り強さに対しては、有意でないがあまり効果を与えていない。S は降伏点の場合と同様に引張り強さも減少させている。P, Nb, sol. Al, T. N に対しては有意でなかった。Table 4 に、本実験結果、RINEBOLT²⁾³⁾ の実験結果および三好⁴⁾ らの実験結果の引張り強さにおよぼす各合金元素の係数を比較した。前 2 者は主にフェライトパーライト組織を対象として実験したものであり、P, S, V の効果はかなり相違しているほかは大体似たような値を示しているが、主にベイナイト組織を対象として実験した後者とは、各合金元素の係数において、かなり大きく相違している。

伸びに対しては、特に悪影響をおよぼす元素は、P, C, V である。S は強度の減少にもよるがむしろ伸びに対して良い結果を示している。

絞りに対しては、伸びの場合と同様に悪影響をおよぼ

す元素として、P, C, V がとりあげられる。

衝撃特性に対して悪影響をおよぼす元素は、C, S, V である、特に S の悪影響は著しい。Nb および T. N は、vTrs に対して非常によい影響を与えている。

以上で鋼の諸特性におよぼす各合金元素の影響について種々の検討を加えたが、これらの結果は全て主にフェライトパーライト組織の鋼を対象としておこなわれたものである。またフェライトパーライト鋼において、フェライト粒度およびパーライト量などは鋼の機械的性質に大きな影響をおよぼすものであるが、実用上を考慮しこれらの要因を除いて解析した。

4. 結 言

解析の結果、非調質型高張力鋼の各特性値は成分元素の影響を 1 次加算的と考え、 $y = \beta_0 + \sum \beta_i x_i$ という式で表わされ、特に降伏点、引張り強さに関してはかなりの精度で推定することができた。

また鋼中の微量元素である、P, S, N などの効果についても定量的に評価することができた。

文 献

- 1) G. E. SIMS and H. M. BANTA: Welding J. (1949) April, p. 178
- 2) J. A. RINEBOLT and W. T. HARRIS: Trans. Amer. Soc. Metals, (1951), p. 1195
- 3) 山木: 鉄と鋼, 45 (1959) 4, p. 528
- 4) 三好, 邦武, 岡田, 他: 鉄と鋼, 51 (1965) 5, p. 1080
- 5) 久保田, 大須賀, 田中, 他: 鉄と鋼, 52 (1966) 4, p. 607
- 6) W. E. DUCKWORTH: J. Iron and Steel Inst. (U.K.), (1965) November, p. 1108

669.15/293 -194.621.785

(240) Nb 処理鋼の強度におよぼす熱処理の影響について

東北大学金属材料研究所 工博 今井 勇之進
東北大学大学院 ○庄野 凱夫

The Influence of Heat Treatment on the Strength of Nb Treated Steel

Dr. Yūnoshin IMAI and Yoshio SHONO

1. 緒 言

Nb は実用の当初 C および N に対する親和力の強いことからオーステナイトステンレス鋼に添加して粒界腐食を軽減することあるいは溶接の際に N を固定することなどを目的として使用されていたが、近年低炭素鋼、中炭素鋼あるいは低合金鋼などに微量添加することにより結

Table 1. Chemical composition of specimens (ingot)(wt%).

(A) Carbon steels

Mark	C	Si	Mn	P	S	N			O
						Sol.	Insol.	Total	
FC 22	0.22	0.016	0.001	0.002	0.008	0.002	0.001	0.003	0.0020
FC 21	0.21								

(B) Nb treated steels

Mark	C	Nb			N			O
		Sol.	Insol.	Total	Sol.	Insol.	Total	
NC 25	0.17	0.023	0.002	0.025	0.005	0.001	0.006	0.0022
NC 23	0.20	0.022	0.001	0.023	0.006	0.001	0.007	
NC 34	0.20	0.032	0.002	0.034	0.003	0.001	0.004	0.0020
NC 35	0.19	0.033	0.002	0.035	0.003	0.001	0.004	
NC 91	0.20	0.080	0.011	0.091	0.006	0.001	0.007	0.0057
NC 90	0.20	0.080	0.010	0.090	0.005	tr	0.005	

晶粒微細化作用¹⁾および微細析出物の分散析出硬化作用²⁾のあることが知られ、またセミキルド鋼に対しても有効であることからV処理鋼に代わるものとして注目されている。Nb処理鋼に関する従来の研究はその対象をおもに実用鋼においているが鋼の強化におよぼすNbの影響を総括的に理解するまでにはいたっていない。

著者らは微量のNbを添加した炭素鋼の諸性質の熱処理による変化特に強度におよぼす結晶粒度および析出の影響について調べその相互関係の検討を行なった。

2. 実験方法

2.1 試料作製

純化した乾燥水素気流中で還元した電解鉄、白鉄および純度99.6%の金属Nbを高周波誘導加熱により真空溶解して、標準とする0.21%炭素鋼および0.023~0.091%Nb鋼を作製した。試料の化学組成はTable 1に示すとおりである。これらを鍛造圧延および機械加工によりJIS 4号サブサイズ引張り試験片(平行部直径3mm標点距離11mm)、結晶粒度測定用丸棒(6mm×10mm)ならびに化学分析用薄板(厚さ2.5mm)に成形した。

2.2 X線回折

925°Cで1hrオーステナイト(γ)化した後水焼入れしたNC91を0.5N-HCl中電流密度約30mA/cm²で電解し抽出残渣をデバイシェラー法によりCu-K α 線を用いてX線回折した。

2.3 γ 中のNbCの溶解度積

Nb処理鋼の γ 結晶粒成長過程および熱処理による強度の変化を検討するため925~1150°Cの γ 化温度に1hrおよび6hr保持した後水焼入れした薄板試料の化学分析を行ない γ 化6hrのものについてC%, Nb sol%およびNb insol%の分析値からNbCの見かけの溶解度積を求めた。

2.4 結晶粒度測定

925~1150°Cの γ 化温度に0.25~6hr保持した各試料の γ 結晶粒度および冷却後のフェライト(α)結晶粒

度を測定した。 γ 結晶粒現出法としては瞬間酸化法ならびに真空腐食法を採用し粒度の判定はJIS法に準拠した。

2.5 引張試験および硬度試験

各試料を925~1200°Cの γ 化温度に1hr保持した後平均冷却速度を50°C/hr(徐冷), 100°C/min(焼なまし), 約1000°C/min(焼ならし)および約2500°C/min(強制空冷)に変えて冷却し、インストロン試験機を用いて歪速度0.5mm/minで引張り試験を行なった。またそれぞれのビッカース硬さを測定した。

3. 結果および考察

3.1 Nb処理鋼中のNb化合物

電解抽出残渣のX線回折結果によればNb処理鋼中のNb化合物は格子定数 $a=4.457\text{\AA}$ の面心立方晶でありNbC($a=4.4702\text{\AA}$)およびNbN($a=4.38\sim 4.41\text{\AA}$)の格子定数からみてNをわずかに固溶したNbCであると考えられる。このほかにわずかながら非金属介在物と考えられるNb₂O₅に相当する回折線が認められた。

各試料を925~1150°Cに6hr γ 化したときの γ 中のNbCの見かけの溶解度積は次のように表わされる。

$$\log[\% \text{Nb}_{\text{sol}}][\% \text{C}_{\gamma}] = -14000/T + 7.58$$

この値は従来求められたNbCの溶解度積³⁾⁴⁾の値に近いが低温側ではかなり小さい。これは γ 化温度が低い場合には6hrの保持では平衡状態に達していないためではないかと考えられる。

3.2 γ および α 結晶粒度におよぼすNbの影響

γ 化温度に6hr保持したときの各試料の γ 結晶粒度測定結果によれば炭素鋼はNbを添加することにより低温細粒域では粒度番号で約7程度著しく微細化され高温粗粒域でも約3程度微細化される。また γ 結晶粒成長過程は鋼中NbCの溶解度積の変化と密接な関係があり鋼中に存在するNbC粒子が有効な結晶粒成長阻因子となつていゝと考えられる。

γ 化温度に1hr加熱後冷却したNb処理鋼の α 結晶粒度を冷却前の γ 結晶粒度と対比したものをFig. 1に

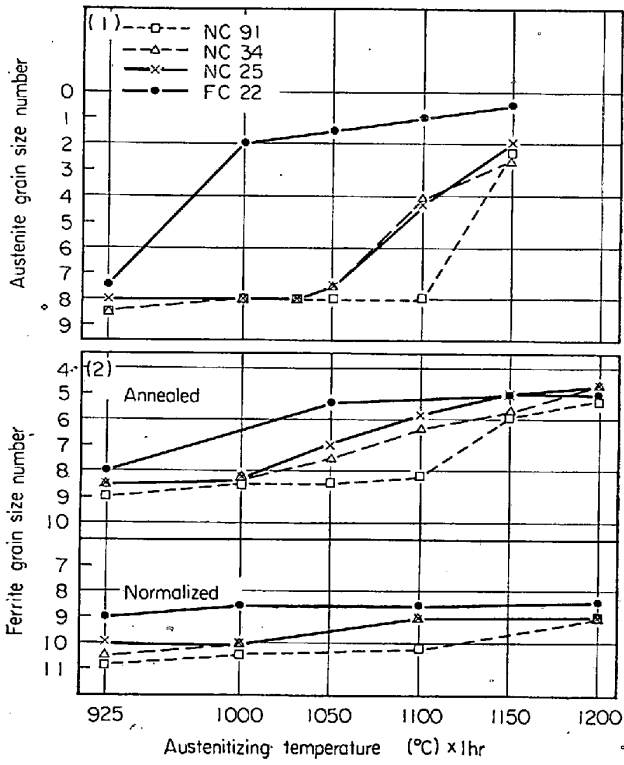


Fig. 1. Austenite grain size (1) and ferrite grain size (2) of Nb treated steels and carbon steel.

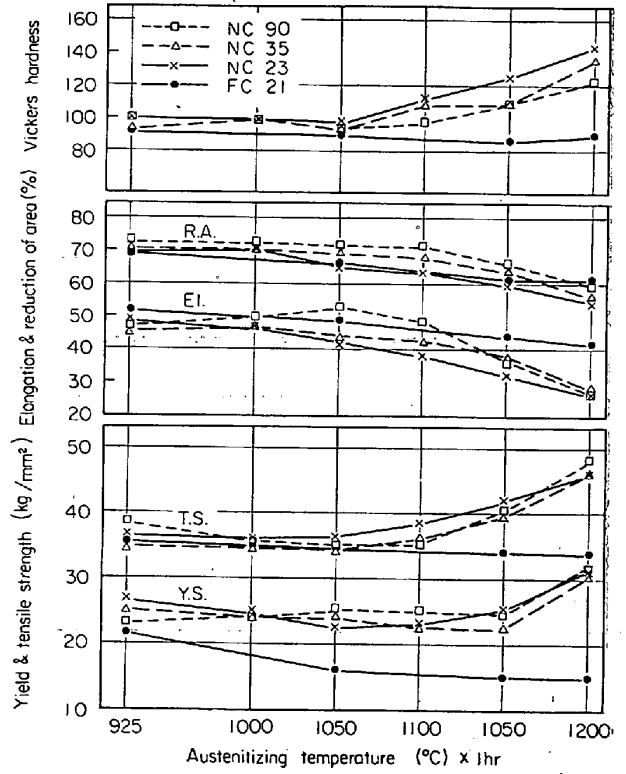


Fig. 3. Mechanical properties of annealed Nb treated steels and carbon steel.

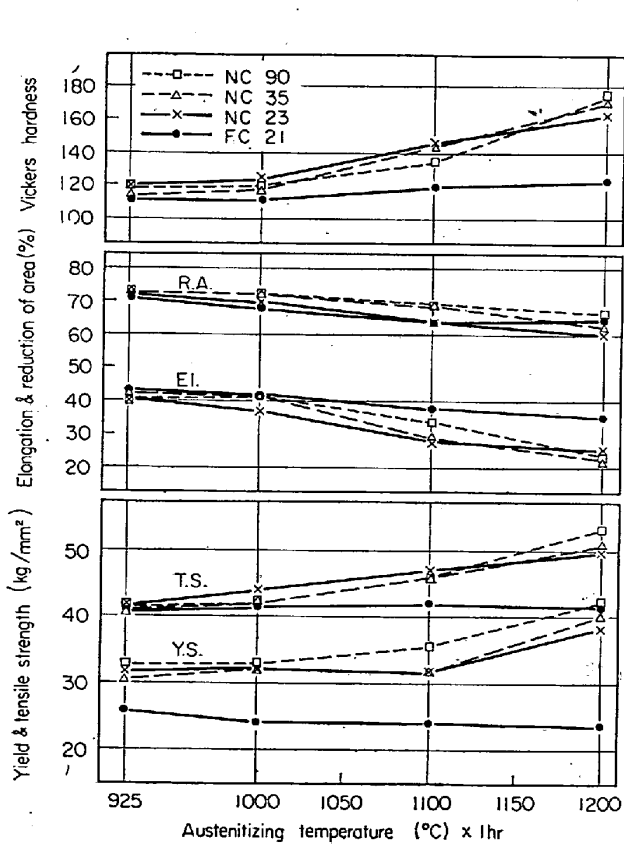


Fig. 2. Mechanical properties of normalized Nb treated steels and carbon steel.

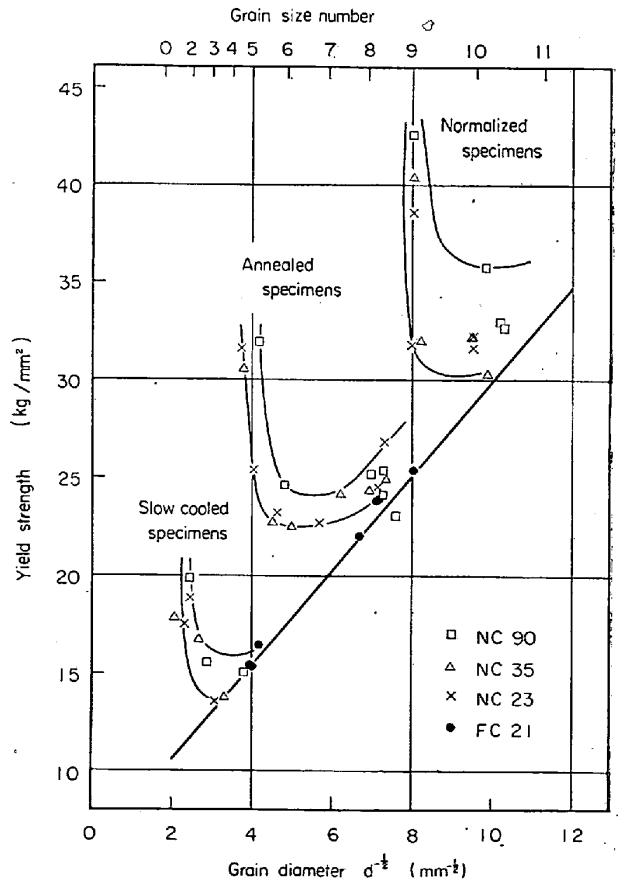


Fig. 4. Relation between yield strength and ferrite grain size.

示す。これにみるように焼なまし材の α 結晶粒度は元の γ 結晶粒度に支配されているが高温で γ 結晶粒度がかなり粗大である場合でも α 結晶粒度は粒度番号5以下のかなり細粒であり、焼ならし材ではいずれの場合も8以下の細粒となつている。またいずれもNb量の多いものほど細粒であるがNC25とNC34の差はほとんどない。

3.3 機械的性質におよぼすNbの影響

Fig. 2は焼ならしした炭素鋼およびNb処理鋼の機械的性質を示したものである。Nb処理鋼はいずれも降伏点が高くまた γ 化温度が高くなるにつれて強度は向上する。強化に必要なNb量は0.025%程度で十分であるといえる。このような傾向はFig. 3に示す焼なまし材においても同様であるが強度は焼ならし材よりやや低くなる。また強制空冷による急冷材の強度は焼ならし材よりやや高い程度である。

Nb処理鋼においては γ 化温度が高くなつて α 結晶粒がかなり粗大化した場合でもその強度は低下せずかえつて増大しているのが認められる。そこでこれらの関係を明らかにするために各試料の降伏点をそれぞれの α 結晶粒度で整理したものをFig. 4に示す。これにみるように炭素鋼FC21では直線関係を示し、いわゆるPetchの関係を満足している。これに対してNb処理鋼では γ 化後の冷却速度によつて一群ずつにまとめられ、いずれの場合においても γ 化温度が高くなるにつれてFC21の直線から左上方つまり粗粒高強度の側へずれている。これらの著しい偏倚を示す部分は γ 化温度が約1050°C以上の場合であり、その高い強度はNbCの溶解度積の変化からみても γ 化の際に鋼中に溶け込んだNbCが冷却時に微細に析出することに起因すると考えられる。

4. 結 言

微量のNbを添加した炭素鋼の強度におよぼす結晶粒度および析出の影響について調べた結果次の結論を得た。

(1) 微量のNbを添加することにより鋼の γ および α 結晶粒はかなり微細化し γ 結晶粒粗大化温度は85~125°C程度上昇する。

(2) Nb鋼中に析出するNb化合物は格子定数 $a=4.457\text{\AA}$ の面心立方晶でNをわずかに固溶したNbCである。

(3) 強化に寄与する因子は α 結晶粒の微細化とNbCの微細な分散析出であり γ 化温度が約1050°C以下の場合は結晶粒微細化、それ以上の場合は析出がおもな強化因子である。

(4) 焼なましおよび焼ならし処理によつて十分の伸び及び絞りなどの加工性を保持したままかなり強度が向上する。 γ 化後の冷却速度が空冷などのように大きいほど強化の程度は大きく、また γ 化温度を高くするほど強度の向上は著しい。

(5) 0.2%炭素鋼の強化のために必要なNb量は0.02~0.03%程度で十分である。

文 献

- 1) D. WEBSTER and J. H. WOODHEAD: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 202 (1964), p. 987
- 2) W. B. MORRISON: ibid, 201 (1963), p. 317
- 3) たとえば盛, 時実, 中嶋, 佐伯: 鉄と鋼, 51

(1965), p. 2031

- 4) R. P. SMITH: Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng., 236 (1066), p. 220

669.15' 293 - 194.621.285

(241) Nb 処理鋼中の析出物

東北大学金属材料研究所 工博 今井 勇之進

東北大学大学院 ○庄野 凱夫

The Precipitates in Nb Treated Steel

Dr. Yūnoshin IMAI and Yoshio SHONO

1. 緒 言

Nb処理鋼にはその造塊、圧延、熱処理などの処理過程にNb化合物の析出が起こり、条件によつては非常に微細に分散析出して著しい強化をもたらすことが知られている。しかしこれらのNb化合物の析出過程や析出位置、あるいは分布状態と強さの関係など析出強化機構の詳細はまだ十分に解明されたとはいえない現状である。

本研究においてはNb処理鋼におけるNb化合物の析出強化機構を理解するための一段階として、微量のNbを含んだ炭素鋼中に生成析出するNb化合物および熱処理によるその析出状態の変化と硬さの変化との関係などについて調べた。

2. 実験方法

2.1 試料作製

Fe-Nb-C系合金として前報に用いたNb処理鋼(前報Table 1)とそのほかにNb量をやや増したFe-0.2%Nb-0.2%C鋼を、またFe-Nb-N系合金としてFe-0.4%Nb-0.044%N合金(C:0.006%)を作製し、6mm ϕ 丸棒および厚さ0.15mmの薄板に成形した。また析出Nb化合物を同定する基準としてNbCおよびNbNの格子定数を知るため、純度99.6%粒状金属Nbを電子ビーム溶解し圧延成形した板状金属Nbを用い、これを活性炭粉末中で1800°C \times 3hr加熱炭炭してNbCを、また脱酸処理した乾燥N₂ガス中で1400°C \times 5hr加熱窒化してNbNを作製した。

2.2 X線回折

Fe-Nb-C系合金およびFe-Nb-N系合金中に生成析出するNb化合物を同定するため、それぞれ925°C \times 1hr加熱後水焼入れした試料を0.5N-HCl中で電解し、抽出残渣をデバイシユラー法によりCu-K α 線を用いて回折した。

NbCおよびNbNはディフラクトメーターによりCu-K α 線を用いて回折した。

2.3 析出物の電子顕微鏡観察

Fe-Nb-C系合金について925~1200°C \times 1hr加熱後焼なましした薄板試料および1200°C \times 1hr加熱して空冷した後700°C \times 1~48hr焼もどした薄板試料を電解により薄膜に仕上げ電子顕微鏡による直接透過観察ならびに電子線回折を行なつて、析出化合物の形状、分布状態および焼もどしにともなうその変化を検討した。

2.4 硬度試験

NC25の丸棒試料を1200°C \times 1hr加熱後空冷し、650~800°C \times 1/4~12hr焼もどしたときのフェライト