

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

部分のマイクロピッカース硬さ(荷重50g)を測定した。また焼もどしにともなう析出化合物の状態の変化と硬さの変化との関係を検討するため電子顕微鏡観察用薄板試料のマイクロピッカース硬さを測定した。

3. 結果および考察

3.1 Nb 化合物

各試料についてX線回折結果を Nelson-Relay 外挿関数で整理して求めた格子定数はそれぞれ次のとおりである。いずれも面心立方晶で、NbC 試料は $a_0=4.468\text{\AA}$ 、NbN 試料は $a_0=4.384\text{\AA}$ 、Fe-0.2%Nb-0.2%C 鋼中の析出物は $a_0=4.463\text{\AA}$ 、NC 91 試料中の析出物は $a_0=4.457\text{\AA}$ 、Fe-0.4%Nb-0.044%N 合金中の析出物は $a_0=4.387\text{\AA}$ である。なおこのほかに NbN 試料には正方晶の NbN_{0.75} に相当する回折線が認められ、また Fe-Nb-C 系合金には Nb₂O₅、Fe-Nb-N 系合金には Nb₂O₅ および NbO₂ に相当する回折線がそれぞれわずかに認められた。NbC と NbN はいずれも NaCl 型面心立方構造を有し互いに全率固溶するとされている²⁾が、Fe-Nb-C 系合金中の析出物はその格子定数および試料の化学分析値からみて N をわずかに固溶した NbC であり、同様に Fe-Nb-N 系合金中の析出物は C をわずかに固溶した NbN であると考えられる。

3.2 オーステナイト(γ)域に加熱したときの強さと NbC の析出状態

熱間圧延材を γ 域に加熱したときの強さの変化については前報に述べたが、これと NbC の析出状態の変化との関係を検討するため、Fe-Nb-C 系合金について 925~1200°C の範囲に γ 化温度を変えた試料薄膜を電子顕微鏡で透過観察した。925°C 焼なまし材中の析出 NbC は大きさ約 400Å 程度であるが、 γ 化温度が高くなるにつれて析出 NbC はしだいに凝集粗大化し、1100°C 焼なまし材中では大きさ 500~2000Å の明りような輪郭の多角形状を呈する。またこの 1100°C 焼なまし材ではこれらの粗大析出物のほかに大きさ約 100Å 程度の微細な析出 NbC がわずかながら認められる。さらに 1200°C 焼なまし材では粗大析出物はなく、約 80Å 程度の微細な NbC がかなり多数析出しているのが認められた。これらの観察から γ 化温度が低い場合には析出 NbC はおもに γ 結晶粒の成長粗大化を阻止する因子として働くが温度の上昇とともに凝集粗大化してその数を減じ結晶粒成長阻止作用を失なっていく。しかし前報で求めた NbC の溶解度積の変化からみても高温では γ 中に溶け込む NbC の量はしだいに増加し、これが 1100 および 1200°C 焼なまし材で認められたように以後の冷却の際に微細に再析出して著しい析出強化をもたらしていると考えられる。

3.3 A₃ 点以下の温度で焼もどしたときの硬さの変化と NbC の析出状態の変化

γ 域における析出 NbC の凝集粗大化がかなり著しいことがわかったので、1200°C で γ 化した後焼ならして微細な NbC を分散析出させた NC 25 試料を A₃ 点以下の 650~800°C の範囲で焼もどしたときの硬さの変化を調べ、さらに NbC の析出状態の変化との相関性を検討することとした。Fig. 1 に丸棒試料の焼もどしによる硬さの変化を示す。これにみるように焼もどし温度 800

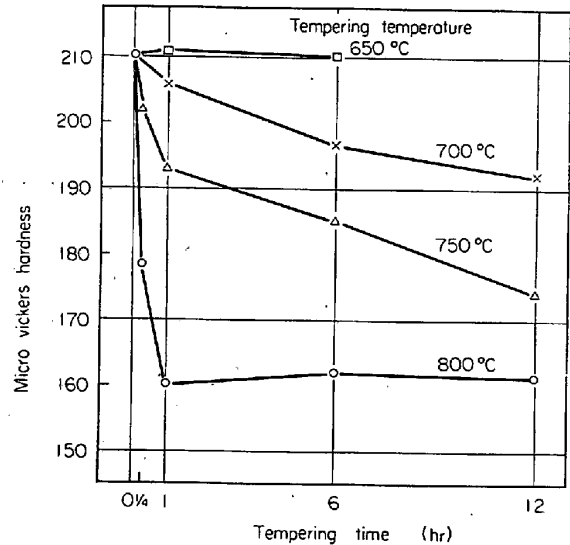


Fig. 1. Effect of tempering on the hardness of Nb treated steel NC25 (6 mm ϕ bar).

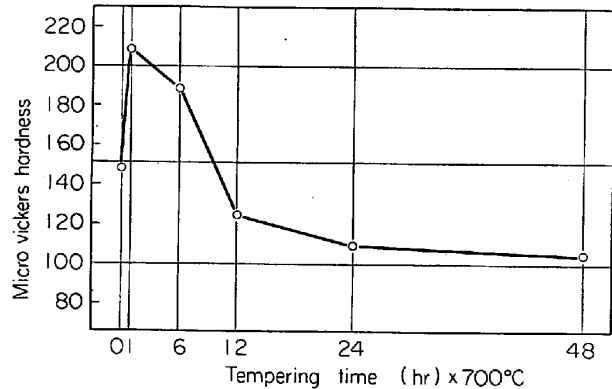


Fig. 2. Effect of tempering at 700°C on the hardness of Nb treated steel NC25 (0.15 mm plate).

°C では 1hr 以内で急激に硬さが低下するが、700 および 750°C では時間の経過とともにしだいに低下している。この試料の A₃ 点は 850°C、A₁ 点は 718°C なので、800°C および 750°C で焼もどした試料は一部 γ 化しているであろうが、これらの温度での γ 中の NbC の溶解度積は前報で求めた式によれば非常に小さいからこれらの硬さの低下は析出 NbC の再固溶化によるものではなく焼もどし処理にともなう凝集粗大化に起因すると思われる。特に 700°C 焼もどしにおける硬さ低下はフェライト(α)域での析出 NbC の凝集粗大化によると思われるし、硬さの変化が他の場合よりもゆるやかであるので NbC の分散析出状態の変化との相関性を検討するのに最も適当であると考えられる。そこで同一試料の薄板を用いて 700°C 焼もどしの際の硬さと析出物の形態とを対照して調べた。Fig. 2 に硬さの変化を、Photo. 1 に電子顕微鏡写真の一例を示す。硬さの変化は試料が薄板であるため Fig. 1 の丸棒の結果とはやや異なっている。焼もどし前の空冷材にはほとんど明りような析出物は認められないが、2次硬化を示す 1hr 焼もどし材には Photo. 1 (a) のようにやや不明りような輪郭を

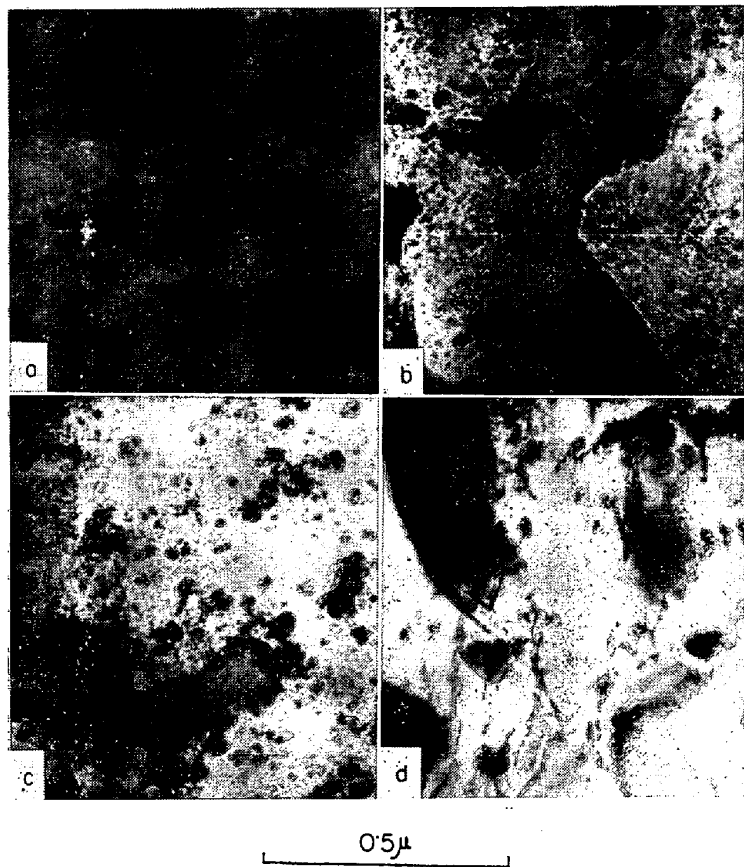


Photo. 1. Microstructure of a Nb treated steel, NC25 normalized 1hr, 1200°C and tempered.
 (a) 1hr (b) 6hr (c) 12hr (d) 24hr, 700°C (thin film)

もつた大きさ約 50Å 程度の微細な析出 NbC がかなり多数認められる。6hr 焼もどし材では 50~100Å 程度はかなり明瞭な析出 NbC が認められ、12hr 以上のものでは 120~200Å 程度に凝集粗大化している。このように析出 NbC の凝集粗大化の傾向は硬さの低下を定性的に説明しうるが NbC の分散析出がかなり不均一であるためその大きさや分布状態によつて硬さを定量的に説明することは困難である。ちなみに Photo. 1 の写真からその視野中の NbC の体積比を計算してみるといづれも 0.1% 以上となり、含有 Nb 量から計算した体積比 0.029% とは一致しない。

4. 結 言

Nb 処理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関係などについて調べた結果次の結論を得た。

(1) Nb 処理鋼中に生成析出する Nb 化合物は N をわずかに固溶した NbC である。

(2) これらの NbC は γ 域に加熱されると温度の上昇につれてしだいに凝集粗大化する。しかし高温でふたたび γ 中に溶け込むと以後の冷却の際に微細に分散析出して著しい強化をもたらす。

(3) 微細に分散析出した NbC は α 域での焼もどし処理によつてもしだいに凝集粗大化し、試料の硬さが低下する。

(4) NbC の析出は試料内でかなり不均一であり析出硬化の定量的な説明は困難であつた。

文 献

- 1) 谷野: 鉄と鋼, 52 (1966), p. 794
- 2) P. DUWEZ and F. ODELL: J. Electrochem. Soc., 97 (1950), p. 299

66915'24'71-194-157:8
 : 669.295

(244) Ni-Al 時効硬化鋼におよぼす Ti の影響

金属材料技術研究所

○金尾正雄・青木孝夫

東京大学工学部 工博 荒木 透

金属材料技術研究所 沼田英夫

Effect of Ti on Ni-Al Age Hardening Steels

Masao KANAO, Takao AOKI

Dr. Tōru ARAKI and Hideo NUMATA

1. 緒 言

低 Ni-Al 時効硬化鋼は、地と、析出相の NiAl が同じ bcc 構造であり、その上格子定数の差が約 0.5% と低いので、特異な性質を有する。これは fcc の地に、fcc 規則格子の析出がみられる Ni 基合金や、オーステナイト鋼と比較して考えられ、興味深い。しかし、fcc の場合と比較して bcc 状態における研究はいまだわずかしかない。そこで著者らは、5% Ni, 2% Al を含む単純な鉄合金を用いて、その時効挙動を調べてきた¹⁾²⁾が、今回は Fe-5% Ni 合金について、硬化要素としての Al と Ti の比較を行なつたので、その結果について報告する。

2. 供試材および実験方法

5%Ni, 2%Al を含む鉄合金、および Al の一部または全部を、原子%で等量の Ti でおきかえた試料を、高周波真空誘導炉で約 7.5 kg 溶解した。Table 1 に供試材の化学成分を示した。インゴットは 1200°C に加熱したのち、10 mm ϕ 丸棒に圧延して供試材とした。試験としては、Vickers 硬さ測定、組織観察および電子および X 線回折などを行なつた。

3. 実験結果および考察

3.1 時効特性

各試料を 1000~1300°C に各 1hr 保持水冷したのち、550°C \times 7hr 時効した。各試料とも 1100~1200°C で最も硬化したが、その上下の温度の場合でもさほど大きな差はなかつた。ただし、Ti のみを含む試料 (No. 98) は、1300°C で溶体化処理した場合あまり時効硬化せず、高温の溶体化処理は不適當であつた。

1000°C \times 1hr 溶体化処理したのち、種々の温度で 7 hr 時効した硬さを Fig. 1 に、また 550°C で時効した場合の硬化曲線を Fig. 2 に示した。7hr の時効では、各合金とも 550°C 時効で最も硬化した。Al と Ti の比率に関しては、Al と Ti を原子%で等量添加した試料 (No. 96) が最も硬化し、時効硬化量は 250 Vickers 硬さ