

(123) 低炭素鋼の機械的強度におよぼすニオブの影響

(Nb 添加鋼に関する基礎的研究—Ⅳ)

京都大学工学部

工博 盛 利 貞・〇時 実 正 治

富士製鉄, 中央研究所 岡 本 健 太 郎

Effect of Niobium on Mechanical Strength of Low Carbon Steel.

(Fundamental study on niobium-added steel—Ⅳ)

Dr. Toshisada MORI, Masaharu TOKIZANE and Kentarō OKAMOTO.

1. 緒 言

低炭素鋼に 0.03~0.05% 程度の微量の Nb を添加すると熱間加工状態における鋼の降伏強さ, 引張り強さが著しく向上することが多くの研究者によつて報告されている。このような Nb による鋼の強化の機構については W. B. MORRISON¹⁾ がフェライト中における coherent な NbC の析出による析出硬化現象を指摘して以来, この現象を認めている研究が多いが, 従来の報告で強化の原因として Nb による固溶体硬化²⁾, フェライト結晶粒の微細化³⁾ その他⁴⁾ をあげているものもあり, 必ずしも明らかにされているとは言えない。

筆者らは Nb 添加鋼に関する基礎的研究として前報までに鋼中における Nb 炭化物, 窒化物の熱力学的性質, 鋼の結晶粒度におよぼす Nb の影響⁵⁾ について検討してきた。そこで本報においてはこれらの知見にもとづいて熱間加工状態, 焼ならし状態ならびに焼入・焼もどし状態における鋼の強度におよぼす Nb の影響について調査し, Nb による強化機構を明らかにすることを目的とした。

2. 実験試料

塩基性電気炉純鉄, 金属ニオブ (粒状, 99.6%), 黒鉛, 金属 Al (Al>99.99%), 窒素ガスを用いて真空溶解精造法によつて Table 1 に示すとき組成の Fe-C, Fe-N 系合金, 低炭素 Al-Nb 添加鋼 5kg 鋼塊 (約 80mm φ) を溶製し Fe-C, Fe-N 系合金の場合には約 10mm φ, 低炭素 Al-Nb 添加鋼の場合はそれぞれを鍛造比を異にした 20mm φ, 16mm φ, 12mm φ の 3 種類の太さの鍛造材として用いた。なお Table 1 に併記した Fe-Nb, Fe-Nb-C, Fe-Nb-N 系合金は同様の溶解法によつて溶製した約 2kg 鋼塊で, 結晶粒度の検討に用いた 20mm φ 鍛造材の一部をさらに 10mm 角に鍛造して実験に供した。

3. 実験方法

低炭素 Al-Nb 添加鋼については 3 種類の太さの鍛造材について鍛造のままならびに鍛造後 880°C×1hr 空冷の焼ならしを行なった試片および 12mm φ の鍛造材について 1200°C×2hr 水冷 -600°C×1hr 水冷の焼入・焼もどしを行なった試片より, 長さ 140mm (標点間距離 50mm) 平行部分 7mm φ の試験片を作製し引張り試験を行なった。鍛造のままの試片ならびに焼ならし状態の試片については試験片作製にきざり試片の一端約 10mm を切断しフェライト結晶粒度を測定した。

Table 1. Chemical composition of samples. (%)

System	Sample No.	C	N	Nb	Al
Fe-Nb	B0	0.007	0.0015	—	0.007
	B1	0.006	0.0010	0.013	—
	B2	0.006	0.0010	0.036	—
	B3	0.008	0.0011	0.052	—
	B4	0.007	0.0013	0.083	—
	B5	0.005	0.0011	0.14	—
Fe-Nb-C	C0	0.077	0.0019	—	0.003
	C1	0.080	0.0016	0.021	—
	C2	0.089	0.0021	0.033	—
	C3	0.070	0.0017	0.068	—
	C4	0.082	0.0017	0.11	—
	C5	0.071	0.0016	0.18	—
Fe-Nb-N	N0	0.004	0.018	—	0.003
	N1	0.007	0.021	0.004	—
	N2	0.008	0.022	0.036	—
	N3	0.005	0.018	0.065	—
	N4	0.006	0.022	0.11	—
	N5	0.006	0.021	0.16	—
Fe-C	X1	0.012	—	—	—
	X2	0.051	—	—	—
	X3	0.11	—	—	—
Fe-N	Y1	—	0.0032	—	—
	Y2	—	0.0052	—	—
	Y3	—	0.0105	—	—
Nb-Al-added low carbon steel	A	0.13	0.0058	—	0.002
	B	0.14	0.0068	—	0.022
	C	0.15	0.0061	0.039	0.003
	D	0.14	0.0058	0.039	0.023
	E	0.15	0.0097	0.039	0.023
	F	0.14	0.023	0.038	0.032

Other impurities: $\left\{ \begin{array}{l} \text{Si} \approx 0.05\%, \text{ S} \approx 0.01\%, \\ \text{Ni} \approx 0.02\%, \text{ Cr} < 0.004\% \\ \Sigma \text{ Ti} \approx 0.005\%, \text{ V} \approx 0.002\% \end{array} \right.$

Fe-Nb, Fe-Nb-C, Fe-Nb-N, Fe-C, F-N 系試料については鍛造材を長さ 7mm に切断し, (a) 1200°C×2hr 空冷, (b) 1200°C×2hr 炉冷, (c) 1000°C または 1200°C×1hr 急冷 (10% NaOH 水溶液中), (d) C の処理後 400, 500 または 600°C×1hr 急冷 (10% NaOH 水溶液中) の熱処理を行ない, (a), (b) についてはビッカース微小硬度測定, (c), (d) についてはロックウェル硬度測定を行なった。

4. 実験結果および考察

鍛造のままの試片について測定したフェライト結晶粒度は, 同じ試料においては鍛造比が大になるにしたがつて明らかに小になっているが, 同じ鍛造比の試片について Nb あるいは Al をそれぞれまたは同時に添加した試料 B, C, D, E および F を, これらを添加しなかつた試料 A に比較すると必ずしも微細化しているとはいえない。しかしながら同じ結晶粒度のものについて比較すると Nb を含む試料の降伏点, 引張り強さはいずれも試料 A よりやや大であり特に N 含有量が多く Nb と同時に Al を添加した試料 F においてきわめて顕著な向上が認められた。

これらの結果は Nb 添加鋼に関する従来の報告と傾向的には一致しているが、Nb 添加による鋼の強化の程度は幾分小であるようであり、このような相異は本研究に使用した試料がいずれも Mn を全く含まないことによるのではないかと考えられる。Nb による鋼の強化の程度が Mn 含有量の変化によつて影響されることは IRVINE, PICKERING⁹⁾ が示している。

Fe-C, Fe-N, Fe-Nb, Fe-Nb-C, Fe-Nb-N 系試料について $1200^{\circ}\text{C} \times 2\text{hr}$ 空冷を行なつた試片のマイクロビッカース硬度を測定した結果は Fig. 1 および Fig. 2 に示すごとくである。Fig. 1 において C および N は固溶範囲では明らかに固溶体硬化を示し、特に N による硬化はきわめて顕著であることがわかるが Fig. 2 から明らかなごとく、Nb による固溶体硬化は全く認められない。

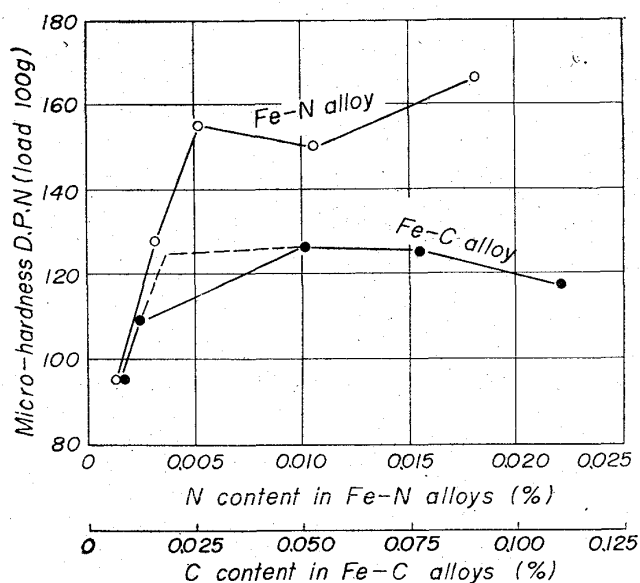


Fig. 1. Relation between micro-hardness and carbon content of Fe-C alloys and nitrogen content of Fe-N alloys. ($1200^{\circ}\text{C} \times 2\text{ hr}$ air cooled)

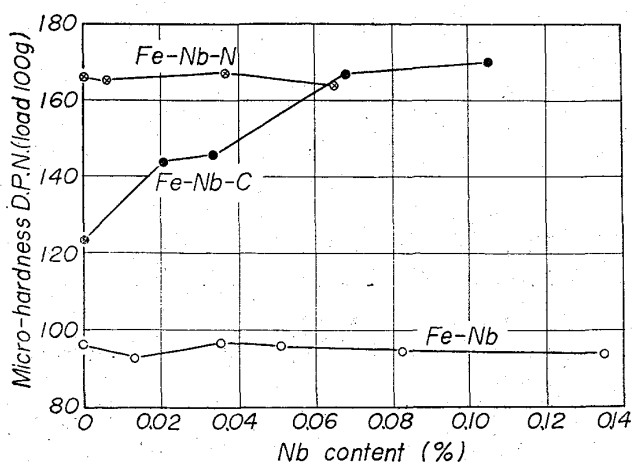


Fig. 2. Relation between micro-hardness and niobium content of Fe-Nb, Fe-Nb-C and Fe-Nb-N alloys. ($1200^{\circ}\text{C} \times 2\text{ hr}$ air cooled)

また Fe-Nb-N 系ならびに Fe-Nb-C 系試料について前者は Nb 添加にともなう硬化がわずかであるが後者は微量の Nb の添加で顕著な硬化現象を示しており、このような現象は明らかに Nb 炭化物による析出硬化を示すものと考えられる。Fig. 3 は同じく $1200^{\circ}\text{C} \times 2\text{hr}$ 加熱保持後炉冷を行なつた場合の Fe-Nb, Fe-Nb-C, Fe-Nb-N 系試料の結果であるが、この場合前述の Nb 炭化物による析出硬化は全く認められない。

以上の結果から熱間加工状態における Nb 添加による鋼の強化は主として Nb 炭化物 (あるいは炭窒化物) の析出硬化によるものであり、鋼のフェライト粒微細化による寄与はあまり考えられず、Nb の固溶体硬化は全く認められないことがわかつた。

次に焼入・焼もどし状態の低炭素 Nb-Al 添加鋼につ

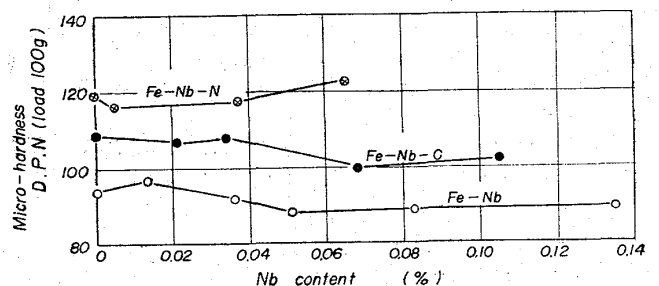


Fig. 3. Relation between micro-hardness and niobium content of Fe-Nb, Fe-Nb-C and Fe-Nb-N alloys. ($1200^{\circ}\text{C} \times 2\text{ hr}$ furnace cooled)

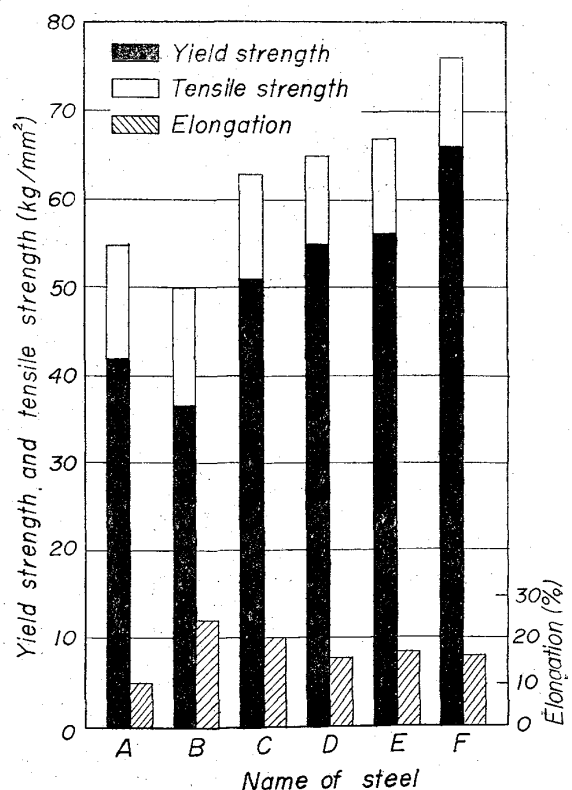


Fig. 4. The results of tensile test of the low carbon Nb-Al-added steels. ($1200^{\circ}\text{C} \times 2\text{ hr}$ W. Q. and $600^{\circ}\text{C} \times 1\text{ hr}$ W. Q.)

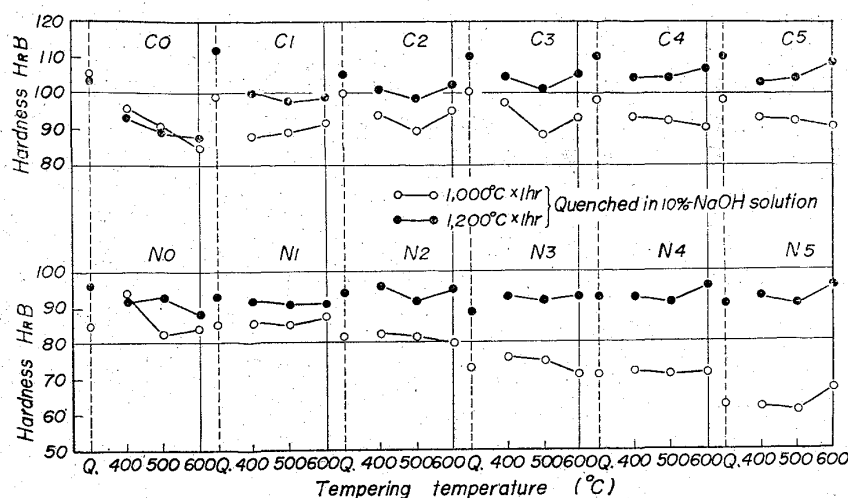


Fig. 5. Relation between hardness and tempering temperature of Fe-Nb-C and Fe-Nb-N alloys. (Q.: As-quenched specimens), (Tempering time=1hr)

いて行なつた引張り試験結果を Fig. 4 に示す。試片はいずれも十分溶体化を行なうために焼れ温度を高く ($1200^{\circ}\text{C} \times 2\text{hr}$ 水冷) したが $600^{\circ}\text{C} \times 1\text{hr}$ 水冷の焼もどし状態で Nb 添加によつて明らかに降伏点および引張り強さが向上し、伸びも良好である。特に試料 F における強度増加は顕著である。このような強化作用は Al のみを添加した試料 B において認められないことから、おそらく Nb の作用に帰因するものと考えられるが、この点についてさらに詳細に検討するために Fe-Nb-C および Fe-Nb-N 系試料について $1000^{\circ}\text{C} \times 1\text{hr}$ と $1200^{\circ}\text{C} \times 1\text{hr}$ の焼入れならびに上記の焼入れ後 $400 \sim 600^{\circ}\text{C} \times 1\text{hr}$ の焼入・焼もどし状態におけるロックウェル硬度測定を行なつた。それらの結果は Fig. 5 に示すごとくである。焼入れ状態の試片について比較するとオーステナイト化温度が低い場合 (100°C) Fe-Nb-C 系試料では Nb 添加に伴つて多少硬度の低下が見られる程度であるが、Fe-Nb-N 系試料では Nb 添加に伴う明瞭な硬度低下が認められる。このような低いオーステナイト化温度では Nb 炭化物ならびに窒化物は十分溶解せず、したがつて固溶 C、固溶 N も Nb 添加量が増加するにともなつて減少しそれとともに硬度低下をきたしているものと考えられる。Nb 炭化物や窒化物を十分溶体化するためにより高い温度 (1200°C) でオーステナイト化を行なつた場合には、このような硬度低下は認められず、Fe-Nb-C 系試料においては Nb 添加に伴つて多少硬度が上昇する傾向が認められた。

次に焼もどし状態について比較すると Fe-Nb-C 系試料においては 1000°C 焼入れ材の場合にはあまり顕著ではないが 1200°C 焼入れ材の場合には約 0.03% 程度までの微量 Nb 添加 (試料 C1; C2) ですでに著しい軟化抵抗が認められ、 600°C 焼もどしでは二次硬化を示す傾向が見受けられる。また Fe-Nb-N 系試料の場合も 1200°C 焼入れ材の場合には、 0.03% 程度の微量 Nb 添加 (試料 N2) で焼もどしによる軟化をほとんど示さなくなる。

以上の結果から焼入・焼もどし状態における微量の

Nb 添加にともなう鋼の強化現象が、焼もどし過程において析出する Nb 炭化物あるいは窒化物と密接な関連を有することは明らかである。低炭素 Nb-Al 添加鋼については、このような過程における析出相を確認するために、試験後の引張り試験片を 6N-HCl (室温) に溶解し抽出残渣の X 線回折を行なつたところ試料 C, D, E, F においてはいずれも δ -Nb 炭化物 (実際には少量の N を固溶した炭窒化物と考えられる) 相が認められ、試料 F においてはそれと共に AlN 相が確認された。試料 B は Al のみを添加したものであり、この試料では伸びは向上しているが降伏点、引張り強さは比較材より低下している (Fig. 4 参照)。この試料の抽出残渣の X 線回折結果では AlN の析出は明確でないが、同程度の Al を Nb と共に添加した試料 D においては

Nb のみを添加した試料 C よりもさらに強度の増加が認められることをあわせ考えると、試料 F において前述のごとく著しい強化現象を示したのは、AlN の析出が δ -Nb 炭化物の析出形態や分布に影響し Nb 単独で存在する場合よりも、強度の改善に一層有効な働きを示すのではないかと考えられる。

5. 結 言

(1) 熱間加工状態における Nb 添加低炭素鋼の降伏点、引張り強さの向上は Nb 炭化物あるいは炭窒化物による析出硬化に基づくものと判断され、フェライト結晶粒の微細化による寄与はあまり認められず、Nb による固溶体硬化は全く認められない。

(2) 1200°C でオーステナイト化して Nb 炭化物、窒化物を十分溶体化すれば焼入れによる表面硬度は Nb 添加によつて低下することではなく、またこのような焼入材について $400 \sim 600^{\circ}\text{C}$ で焼もどしを行なうと Nb 添加にともなう顕著な焼もどし軟化抵抗ないしは二次硬化現象を示す。

(3) C 約 0.15% 程度の低炭素鋼に約 0.04% の微量 Nb を添加した Nb 添加鋼において、Al (約 0.03%)、N (約 0.02%) を同時に添加して焼入・焼もどし状態において降伏点約 66kg/mm^2 、引張り強さ約 76kg/mm^2 を有する高抗強鋼を得た。

文 献

- 1) W. B. MORRISON: J. Iron & Steel Inst. (U. K.), 201 (1963), p. 317
- 2) P. F. W. DEKKER: J. Iron & Steel Inst. (U. K.), 201 (1963), p. 766
- 3) F. W. STARRATT: J. Metals, 10 (1958), p. 799
- 4) C. A. BEISER: Amer. Soc. Metals, Preprint, 138 (1959)
- 5) 盛利貞, 時実正治, 岡本健太郎: 日本金属学会講演大会 (1964, 4.) にて発表
- 6) K. J. IRVINE & F. B. PICKERING: J. Iron & Steel Inst. (U. K.), 201 (1963), p. 944