

Fig. 2. Effect of boron on the mechanical properties of 21-4N steel at room and elevated temperature.

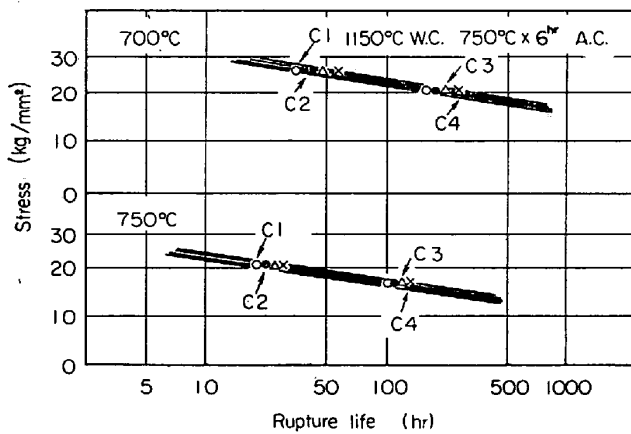


Fig. 3. Effect of boron on the rupture strength of 21-4N at 700°C and 750°C.

4. 結 言

機械的性質、ラプチャー試験のほか、溶体化硬度、時効硬度、酸化鉛腐食試験、酸化試験、高温疲労および据込試験などにつき調査を行ない、次の結果を得た。

(1) 21-4N鋼に、Bを0.005~0.05%添加すると、クリーブ破断強度、高温疲労強度、耐酸化性は若干向上した。常温および高温の引張強度および酸化鉛耐食性などは顕著な変化は認められず、21-4N鋼と同水準を示した。

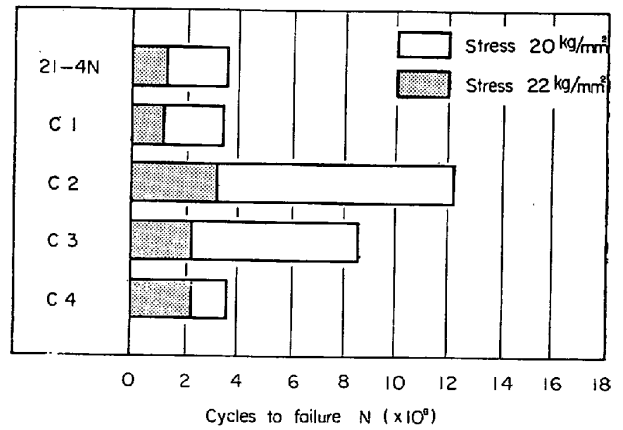


Fig. 4. Effect of boron on the fatigue properties of 21-4N steels.

(2) 1150°C溶体化硬度はHRC 30~32が得られ、時効処理によりHRC 5~8程度の析出硬化を示した。顕著な添加の影響はなかつた。

(3) B添加したものは1230°C加熱後の据込試験においてワレを生じたので、1200°C以上の加熱は、熱間加工する場合避ける必要がある。

文 献

- 1) C. H. ALLEN and M. J. JOVSHEK: Automotive Ind., 112 (1955) Jan., p. 52
- 2) R. F. THOMPSON et al.: SAE J. 63 (1955) Aug., p. 54
- 3) T. M. ROHAN: Iron Age, 176 (1955) Aug., p. 55
- 4) Z. S. MICHALEWIZ: Metal Progress, 69 (1956), p. 188
- 5) 山中, 日下, 北原: 鉄と鋼, 46 (1962) 5, p. 573
- 6) C. M. HSIAO and E. J. DULIO: Trans. Amer. Soc. Metals, 50 (1958), p. 787

21-12N鋼の機械的性質について\*

東京都立大学

工博 嵯峨卓郎・工博 宮川大海・渡辺 徹

東京都立大学大学院 小林 光 征

On the Mechanical Properties of 21-12N Steel

Dr. Takuro SAGA, Dr. Ohmi MIYAGAWA

Tohru WATANABE and Mitsuyuki KOBAYASHI

1. 緒 言

析出硬化型耐熱鋼における時効硬化と種々の機械的性質との関連性は、学問的ならびに実用的見地から興味ある問題であるが、これらに関する系統的研究は少ないようである。また高温強度におよぼす前加工の影響についてはかなり多くの報告がみられるが、C, Nなどをかなり多量に含むオーステナイト耐熱鋼は、加工硬化性がき

\* 第72回講演大会にて発表 講演番号 179 昭和41年11月10日受付

わめて大きく、このような材料についての研究は少ない。この問題は表面加工層の影響や、たとえばエンジンバルブのような強い加工と熱処理とが組合わされる部材の強度を論ずる場合にはとくに重要と考えられる。そこで本実験では 21-12N パルプ鋼における時効硬化特性ならびにこれにおよぼす冷間加工の影響を調べ、またこれらの常温および高温の機械的性質への影響について検討した。

2. 供試材および実験方法

供試材の化学組成は、20.9%Cr, 11.4%Ni, 0.28%C, 0.20%N (H・C材), ならびに 22.2% Cr, 11.6% Ni, 0.19%C, 0.21%N (L・C材) の 2 種類で、溶体化処理は 1200°C × 1hr 水冷とし、時効処理は 700°C で 1000hr まで行なつた。冷間加工は溶体化後常温において引張りにて与え、加工度は伸びで示した。前時効材の引張試験はアムスラー型万能試験機を使用し、歪速度は常温、高温とも 2.5~3%/min とした。伸び測定装置としては、差動トランスおよび X-Y レコーダーを用いた。試験片の寸法は 6φ × 50 mm G.L である。またクリーブ破断試験では 6φ × 30 mm G.L の試験片を使用し、これを機体に取り付けた後試験温度まで約 1 hr で昇温し、その後同温度に 1hr 保持した後試験を開始した。疲労試験は常温、高温ともに小野式回転曲げ試験機を使用して行ない、高温疲労試験においては試験片を取付けた後約 30 min で昇温し、その後同温度に 30 min 保持した後試験を開始した。試験片の平行部にはうすく石綿をまき輻射熱による直接加熱を避けた。また休止時に試験片表面温度とこれに近接した炉内温度との関係をあらかじめ求めておき、運転中はこの炉内温度によつて試験片の測温を行なつた。試験片平行部の直径は常温で 10φ mm、高温で 8φ mm であり、また回転数はそれぞれ 3000 rpm 1500 rpm である。

3. 実験結果および考察

3.1 時効硬度

時効硬度におよぼす前加工の影響を Fig. 1 にみると、溶体化材は時効時間約 50hr で最高硬度に達し、1000hr 位まで硬度の低下はあまりみられない。冷間加工材では

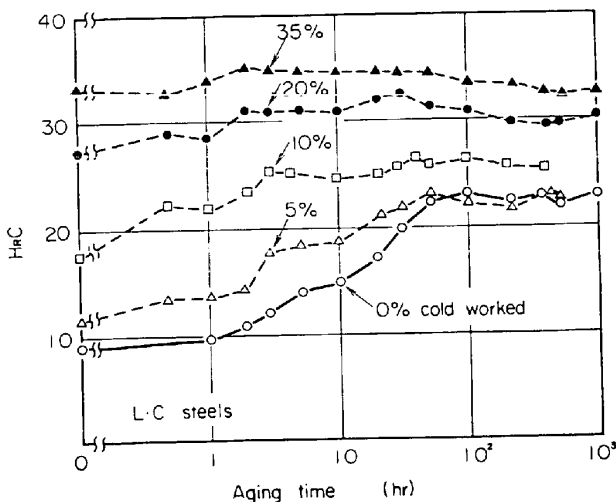


Fig. 1. Effect of prior cold working on room temperature hardness during aging at 700°C.

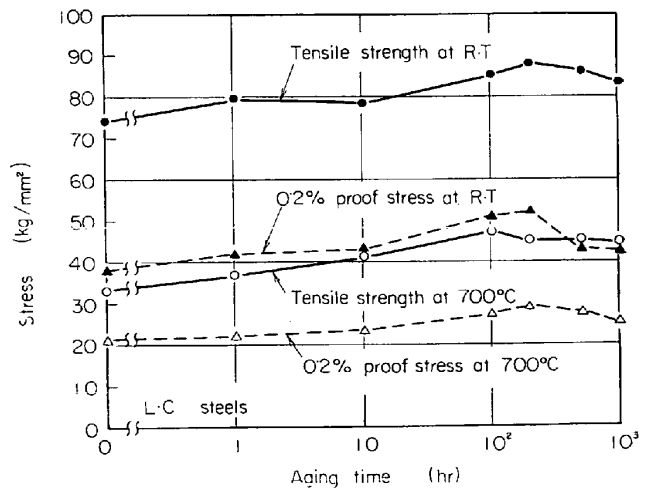


Fig. 2. Effect of prior aging on tensile strength and 0.2% proof stress.

加工度が増すにつれて時効硬度は全般に著しく高くなり、35%冷間加工ではほぼ 1000hr まで硬度変化がみられない。これは回復による軟化と、時効による析出硬化の両現象が同時に起こる結果であると考えられる。

3.2 引張強さ、耐力

Fig. 2 をみると、常温および 700°C における引張強さは硬度が時効により著しく増加するのに対し、時効によりあまり増加しない。また、最高荷重点の真応力を求めてみるとこれは常温、700°C とも時効時間に無関係にほぼ一定値をとる。このようなことは引張試験の応力-歪線図からの  $n$  値 (加工硬化指数) の算出、および圧延の実験により明らかにされたように、加工硬化性および最高荷重点に至るまでの加工度 (伸び) が、溶体化材においてもつとも大きいと考えられる。加工硬化性が時効により減少するのは時効による積層欠陥エネルギーの増加によつて説明される<sup>1)2)</sup>。

また、18-8 Ti, 18-8 Mo 鋼などでは TiC などが積層欠陥上へ析出するため、耐力が時効中急激に上昇するという報告<sup>3)</sup>があるが、本鋼ではそのような急激な耐力の上昇はみられない。本鋼では、耐力は 200hr 付近で最高値を示すが、これは析出粒子が最適な大きさと分散状態になつたためであると思われる。

3.3 クリーブ破断強度

クリーブ破断強度に対する前時効の影響を Fig. 3 (a) に示す。これによれば 700°C では試験中に析出が速くすすむため、高応力側では時効材の方が溶体化材に比べて強いが、低応力側では前時効の影響がなくなる。これに対し、析出速度がおそい 600°C では前時効の影響が顕著であり 1000hr をこえても時効材の方が強い。

また、C%の影響をみると、600°C では H・C 材にくらべ L・C 材の方が全般に弱い、700°C では長時間になると L・C 材の方が強くなる。これは高温では C%が高いと過時効現象が occur やすいためである。

つぎに冷間加工の影響を Fig. 3 (b) にみると、冷間加工材では試験結果にかなりのばらつきがみられるが、いずれの温度でも 100~200hr 以上では冷間加工材の方が弱くなる。冷間加工材が長時間側で弱化する事についてはかなり多くの報告があり、その原因として顕著な

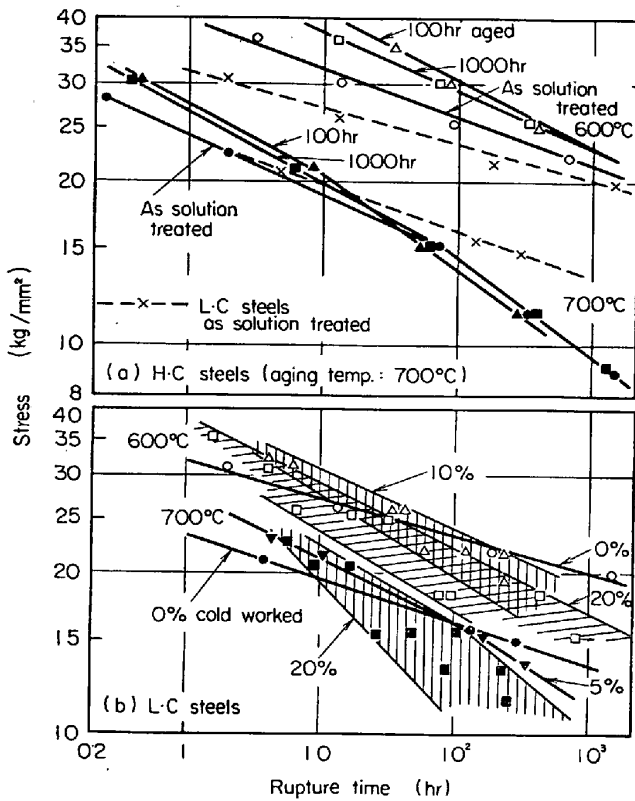


Fig. 3. Effect of prior aging and cold working on creep rupture strength.

再結晶の生起,ならびにそれによる結晶粒の微細化,σ相の生成,過時効現象などがあげられている<sup>4)~6)</sup>。しかし本鋼の冷間加工材の場合は強化の原因として上記のようなことは考えられない。すなわち破断試料の顕微鏡観察結果,ならびに破断後の伸びが非常に少なく2%程度以下であることなどから700°Cでも少なくとも1000hr近くまでは再結晶はほとんど起つていないことがわかった。また破断後の硬度値からも過時効現象が起つているとは考えられない。各種試薬によつてもσ相は認められなかつた。結局,本実験の温度範囲においては本鋼のような加工硬化性の大きいもろい材料では冷間加工によつて粒内が非常に硬化し,そのためクリープ中に大きな応力集中が粒界に起こりやすくなる。この集中応力が粒界の密着力をこえた場合には予想外にはやく粒界にそつてクラックが発生し,これが破断の原因になると考えられる。また試料表面ないしは試料内部にわずかの欠陥(切欠など)があつても,それが応力集中源となりやすい。このためクリープ破断様式は加工によつていつそう脆性破壊的となり実験結果も加工しないものにくらべ非常にばらつくものと考えられる。

3.4 疲労強度

疲労強度に対する前時効の影響を Fig. 4 (a) にみると,常温疲労強度は前時効を行なつても硬度に示されたような著しい上昇を示さない。これは溶体化材と時効材における加工硬化性の相異によるものと考えられる。700°Cでは溶体化材と50hr時効材がほぼ同程度でもつとも強く前時効がすすむと低サイクル側を除いて強度は低下する。また,溶体化材では明瞭な疲労限が現われるのに対し,500hr時効材では疲労限が認められない。こ

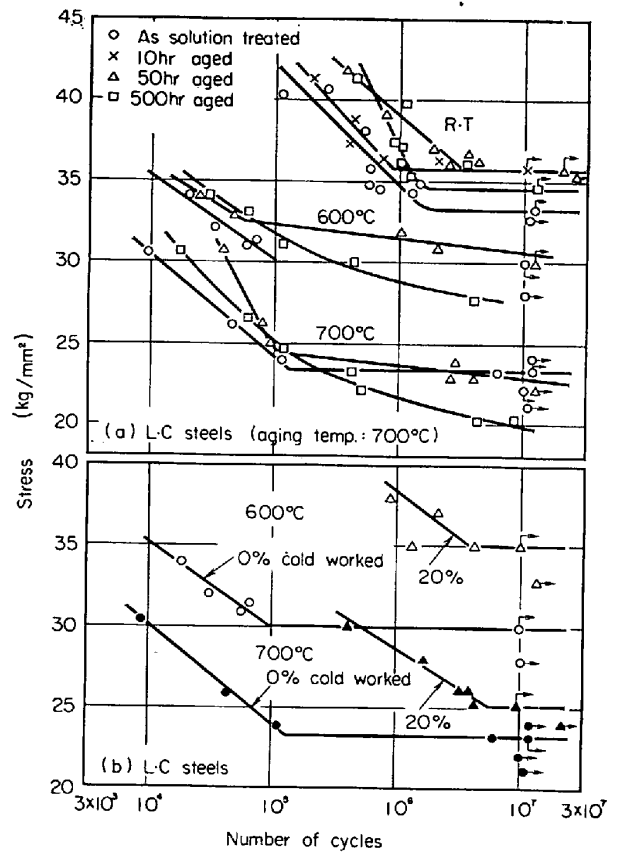


Fig. 4. Effect of prior aging and cold working on fatigue strength.

れは前者では試験中に応力により析出が促進され<sup>6)</sup>,材料が強化されるに対し,後者ではもはや試験中に組織変化があまり起こらないためと考えられる。また600°Cの強度は,700°Cとほぼ同様の傾向を示す。

つぎに高温疲労強度におよぼす冷間加工の影響を Fig. 4 (b) にみると,クリープ破断強度の場合と異なり,冷間加工によりかなりの強度上昇が認められる。これはクリープ試験と疲労試験では歪速度が非常に異なるため,同一試験温度でも破壊様式が異なり疲労においては粒内破壊であるためと考えられる。

4. 結 言

本実験により得られた結果はつぎのとおりである。

- (1) 時効硬度,引張強さ,耐力などに対する時効処理の影響はかならずしも一致しない。これは析出物の析出状態,加工硬化性,さらにこれらの強度を評価するときの加工度などの影響と考えられる。
- (2) クリープ破断強度に対する前時効の効果は700°Cではごく短時間側においてのみ,600°Cでは破断時間1000hr位まで顕著である。
- (3) 溶体化後の冷間加工によつて得られた高い硬度は700°C-1000hrの時効後でもほとんど低下しない。しかし冷間加工材の600°Cおよび700°Cにおけるクリープ破断強度は破断時間が100~200hr以上になると,加工材の方が高い硬度を有するにもかかわらず溶体化材に比べて低下する。
- (4) 常温疲労強度に対する前時効の効果はあまり著しくない。これは前時効の程度が少ないほど試験中に試

料表面付近に加工硬化が起りやすくなるためである。600°C および 700°C では試験中に析出および加工硬化がおこり材料が強化されるため長時間前時効処理はむしろ疲労強度を低下させる傾向にある。またクリープ破断と異なり疲労では粒内破壊であるため疲労強度は冷間加工により著しく向上する。

終わりに、本実験の遂行にあたり種々御配慮を頂いた日鍛バルブ株式会社および金属材料技術研究所の依田、吉田、小池の各氏に深謝いたします。

### 文 献

- 1) P. M. KELLY and J. NUTTING: High Strength Steels, BISRA Eng. Rep. Comm. Iron Steel Inst., Sp. Rep., No. 76 (1962)
- 2) V. F. ZACKAY: High-Strength Materials, (1964), p. 239, [Wiley]
- 3) H. J. HARDING and R. W. K. HONEYCOMBE: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 204 (1966), p. 259
- 4) N. J. GRANT, et al.: Trans. Amer. Soc. Metals, 48 (1956), p. 446
- 5) FRANK B. CUFF, JUN., et al.: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 186 (1957), p. 188
- 6) R. A. LULA, et al: Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met. & Pet Eng., 79 (1957), p. 921
- 7) 織田, 片山, 小川, 満浦: 日本金属学会誌, 25 (1961), p. 238
- 8) 織田, 吉井, 片山, 上原: 日本金属学会誌, 25 (1961), p. 241
- 9) 篠田, 桜井, 佐野, 川崎, 泉: 日本金属学会誌, 24 (1960), p. 645

## ボルトねじ部の単純引張り強さ\*

(ボルトの引張り強さについて— I )

東京螺子製作所 遠藤 健

### Strength of Screw Thread of Bolts under Simple Tension

(On the tensile strength of bolts— I )

Ken ENDO

### 1. 緒 言

ボルトに適当なナットをはめ、このナットとボルトの頭部をつかんで軸方向に引張ると普通はボルトのねじ部で破断する。このときの破断荷重は一般にねじの谷径の平滑試験片より大きく有効径のそれより小さい。JIS など<sup>1)2)</sup>では、ねじの応力面積として谷径と有効径の平均値を直径とする円を定めている。しかしボルトの処理条件によつてはこの値を用いると同一条件で処理した平滑試験片と破断応力が異なることが認められる<sup>3)</sup>。そこで M6~M12 のボルトについていくつかの熱処理を施して平滑部とねじ部を破断し比較検討した。

### 2. 実験方法

#### 2.1 試験片

実験に用いたボルト試験片は機械構造用の炭素鋼または合金鋼製の 6~12 mm のメートルねじで各部寸法と化学成分を Table 1 および 2 に示す。これらの試験片は摩き線材から頭部成形—ねじ転造されたところを抜きとつたものである。べつに No 6 試験片の材料から径が No 6 と等しく No 6 のねじ断面と同じ断面形状の円周状 V 溝 1 本および 6 本を有する試験片 No 7 および No 8 を作製した。この溝は丸棒を旋盤にくわえ必要な断面形状に研磨したバイトで削つたものである。

#### 2.2 熱処理

Table 1. Dimension of specimens.

Specimen No	Screw size	Length (mm)	Shank diameter (mm)	Effective diameter (mm)	Minor diameter (mm)	Root radius (mm)	Shank area (mm <sup>2</sup> )
1	M 6 P 1.0	58	5.24	5.22	4.56	0.10	21.6
2	M 6 P 1.0	56	5.23	5.23	4.55	0.10	21.5
3	M 8 P 1.25	75	7.06	7.06	6.21	0.10	39.2
4	M10 P 1.5	95	8.90	8.90	7.88	0.11	62.2
5	M10 P 1.25	105	9.06	9.06	8.22	0.10	64.5
6	M12 P 1.5	123	11.87	10.97	9.96	0.15	110.7
7	12φ P 1.5	120	11.87	—	9.98	0.13	110.7
8	12φ P 1.5	120	11.87	—	9.89	0.15	110.7

Table 2. Chemical composition of specimens. (%)

Specimen No	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo
1	0.35	0.22	0.60	0.016	0.023	0.19	0.05	0.14	0.17
2	0.33	0.22	0.79	0.016	0.016	0.11	0.21	1.00	
3	0.42	0.26	0.69	0.017	0.019	0.20	0.08	0.12	
4	0.41	0.32	0.73	0.019	0.022	0.13	0.03	0.10	
5	0.42	0.23	0.65	0.016	0.023	0.16	0.05	0.13	
6, 7, 8	0.40	0.30	0.81	0.011	0.010	0.15	0.47	0.50	0.23

\* 第73回講演大会にて発表 講演番号 240 昭和42年5月10日受付