

高温で加熱した低炭素-窒素・高クロム-鉄合金の引張性質*

篠田 哲 守**・中村 正 久***

Tensile Properties of High Cr-Fe Alloys with Small Amounts of C and N, Annealed at High Temperatures

Tetsumori SHINODA and Tadahisa NAKAMURA

Synopsis:

Tensile properties of high Cr-Fe alloys with small amounts of C and N were investigated after the heat-treatments in the temperature range from 800 to 1200°C followed by air cooling (A.C.) or water quenching (W.Q.). The yield strength, σ_y , and the tensile strength, σ_B , showed considerable scattering with heat treatments even when the same condition of annealing was used.

However, $\Delta\sigma_y$ defined as the difference between σ_y of A.C. specimens and σ_y of W.Q. ones where those specimens were heated at a time in a furnace, was uniquely determined by the annealing temperature. $\Delta\sigma_y$ was primarily explained by the difference between the $K_y \cdot d^{-1/2}$ term of Hall-Petch eq. for A.C. specimens and that for W.Q. ones, but some part of $\Delta\sigma_y$ explained by the difference in the friction term, was present. Small difference in contents of C and N significantly affected the responses of ductility and of grain size in these alloys to the change in annealing temperature.

1. 緒 言

高 Cr-Fe 合金はよく知られているように、高温加熱によって靱延性が低下したり、強度が上昇したりするが、その原因については、粒界炭窒化物の形成¹⁾あるいは粒内転位の C および N 原子による固着といった断片的指摘があるのみで、系統的研究が十分なされていないようである。

最近、石井ら²⁾は高 Cr-Fe 合金の高温加熱による引張性質の変化を系統的に調べ、高温より徐冷したものは加熱温度上昇とともに降伏点が漸減するのに対し、急冷したものは 1000°C 付近より耐力が上昇し 1100°C 付近で極大となり、さらに高温では耐力が低下する現象を見出した。この極大の成因として、石井らは、高温加熱による C, N の固溶と急冷による過飽和固溶硬化をあげ、また、より高温での加熱による脆弱な粒界析出物の形成による強度低下をあげた。

石井らが見出したと同様な強さの極大現象を、著者らの 1 人も高 Cr-Fe 合金の硬さ測定において確認しており、さらにこの極大現象は一定加熱温度において、時間を変えた場合にも見られることを確認した³⁾。

本実験では、ひき続きこの現象そのものを詳しく調べること、また極大形成の原因、および延性低下との関係を調べることを目的として、とくに (C+N) の低い高 Cr-Fe 合金につき一連の実験を行なった。

2. 実 験 方 法

Table 1 に本実験に用いた合金の化学組成を示す。表中、26-3 a と b は組成のほぼ同じものであり、実験は主として 26-3 a および 24-2 について行なった。26-3 b は一部組織観察にのみ用いた。

合金は減圧誘導溶解炉を用い、10 kg インゴットに溶製し、熱間鍛造および圧延により 13 mm 厚の板とした。24-2 では、この段階で長手方向を圧延方向とする小片に切断し、それぞれを中間焼鈍なしに、長手方向に沿って冷間圧延し 1.0 mm 板とした。一方 26-3 では、熱間圧延後 850°C × 1 h 焼鈍、酸洗し、ひき続き 5 mm まで冷圧した。この段階で、長手方向を冷間圧延方向とする小片に切断し、それぞれを長手方向に沿って冷間圧延し 1.00 mm 板とした。

26-3 a では、以上の標準処理材のほかに、一部小片につき、1.05 mm まで冷間圧延した段階で 850°C × 1 h

* 昭和 51 年 10 月 4 日受付 (Received Oct. 4, 1976)

** (株)日立製作所日立研究所 工博 (Hitachi Research Laboratory, Hitachi Ltd.)

東京工業大学 (Tokyo Institute of Technology, 2-12-1 Ōokayama Meguro-ku Tokyo 152)

*** 東京工業大学 工博 (Tokyo Institute of Technology)

Table 1. Chemical compositions of alloys examined (wt%).

Alloy	Cr	Mo	Si	Mn	C	N	O	Ca*
26-3 a	25.82	2.99	0.56	0.02	0.011	0.0053	0.0024	0.2
26-3 b	25.82	3.10	0.72	0.02	0.013	0.0050	0.0032	0.5
24-2	24.09	2.12	0.06	0.53	0.003	0.0041	0.0016	0.1

* Amounts of addition for deoxidization.

焼鈍を行ない、最終的に 1.00 mm としたもの（以下 A 処理材と呼ぶ）、および 1.45 mm の段階で上記焼鈍を行ない、最終的に 1.00 mm としたもの（B 処理材）を作成し、結晶粒径の相違の影響を調べた。

これら 1 mm 板より、圧延方向に沿って平行部幅 5 mm、長さ 28.5 mm の板状引張試験片を作成し、所定の熱処理後試料表面を研磨し引張試験に供した。試験はインストロン型試験機を用い、クロス・ヘッド速度 3 mm/min とし室温 (15~25°C) で実施した。

熱処理は高純度アルゴンを通じた所定温度の環状炉に適当数の試料を入れ、所定時間加熱後水冷（以下 W.Q. と記す）、空冷 (A.C.) および炉冷 (F.C.) の 3 方法で冷却した。水冷では、試料をすばやく 15°C 前後の水中に入れて冷却し、冷却速度は約 300°C/sec であった。空冷では、すばやく試料をアスベストもしくはアルミナ粉末上に置いて冷却し、冷却速度は約 1.5°C/sec であった。炉冷では、600°C までおよそ 0.056°C/sec で冷却し、その後水冷した。

熱処理温度および時間は、実験目的に応じ次のようにした。

実験 I：引張強さ (σ_B)、降伏強さ (σ_y) の加熱温度冷却速度依存性を調べる実験では、800~1200°C の間の所定温度で 1h 加熱し、水冷、空冷あるいは炉冷する。

実験 II： σ_B および σ_y の加熱時間依存性を調べる実験では、1100°C で 19 min~3h の間の所定時間加熱し、水冷もしくは空冷する。

実験 III： σ_y の結晶粒径依存性を調べる実験では、2 段階熱処理を行なう。第 1 段では結晶粒径調整を目的とし、第 2 段温度より 100~300°C 高い温度で 1h 加熱し、第 2 段温度にすばやくもちきたす。第 2 段では、溶体化を目的とし 900~1100°C で加熱し、空冷あるいは水冷する。

なお、水冷試料については、試験までの放置中に時効による強さ変化の起こらないことを確認した。

最後に、試験終了後の試料の未変形部より小片を採取し、板面上の光学顕微鏡組織および板面に平行に作成した薄膜の透過電顕組織を観察した。光学顕微鏡組織は硝酸 1 容：水 1 容の液を用い、約 2V で電解腐食し現出さ

せた。薄膜は水酢酸-過塩素酸溶液を用い、電解研磨して作成した。

結晶粒径は光学顕微鏡組織写真上で、所定長さの線分を横切る粒数を数える方法で求めた。妥当な平均粒径を与えるため、線分の数、線分上の粒数を十分多く採るよう留意した。

3. 実験結果

3-1 実験 I の結果

Fig. 1 および 2 に、それぞれ 26-3 a および 24-2 についての σ_y および σ_B の加熱温度依存性を、冷却速度べつに示す。ほとんどの A.C. および F.C. 試料では降伏点を示し、W.Q. 試料では示さなかつた。このため、前者では下部降伏点をもつて降伏強さ (σ_y) とし、後者では 0.2% 耐力をもつて σ_y とした。図中 O, Δ , \square

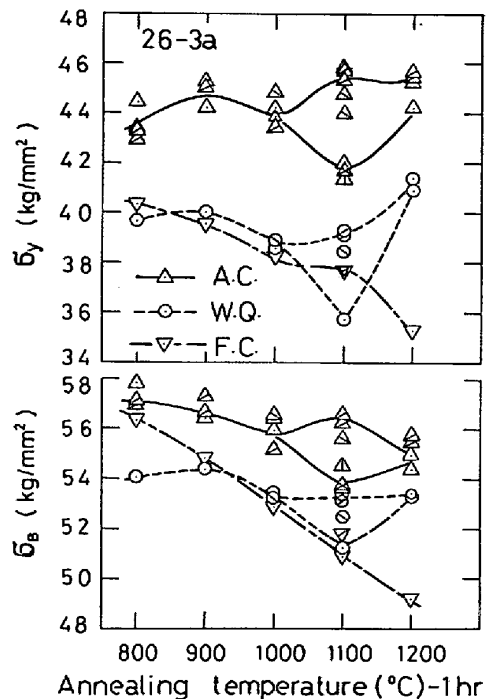


Fig. 1. Annealing temperature dependences of yield stress, σ_y , and of tensile strength, σ_B for alloy 26-3a. The marks O, Δ and ∇ denote water quenching, air cooling and furnace cooling respectively, and the symbols in the marks indicate difference in the time and date of heat-treatment.

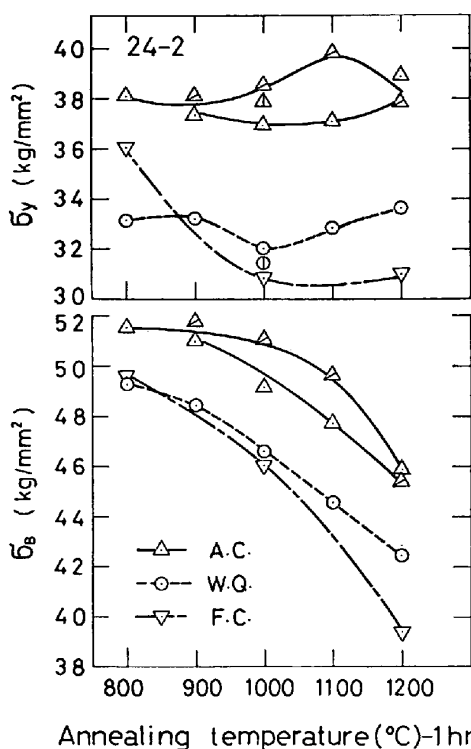


Fig. 2. Annealing temperature dependences of σ_y of σ_B for alloy 24-2. Meanings of the marks and symbols are the same as in Fig. 1.

などのマークにより冷却速度の別を、マークの内側の線の有無、向き (◎, ⊖, ⊙など) により同一加熱冷却条件での加熱日時の別を示す。Fig. 1 および 2 を通していることは、F.C. 試料では σ_y が加熱温度上昇に伴いおおむね減少するが、W.Q. および A.C. 試料では高温側で再上昇すること、A.C. では W.Q. におけるよりつねに σ_y が大きいことである。同様なことは σ_B についてもいえる。

ここで指摘すべきことはデータのばらつきについてである。ばらつきの範囲は Fig. 1 および 2 においてデータを 2 通りの線で結ぶことにより示してある。まず Fig. 1 の 26-3a について見ると、ばらつきは A.C. 試料の場合に大きく、それも 1100°C 加熱でもつとも大きく、同一加熱冷却条件でも加熱日時による差が大きいことが知れる。しかしながら注目すべき点は、同時加熱した試料のうち W.Q. と A.C. による σ_y および σ_B の差、すなわち $\Delta\sigma_y$ および $\Delta\sigma_B$ は加熱日時によつてばらつかず、Fig. 3 にみるように、ほぼ加熱温度の関数であることである。なお Fig. 3 で加熱日時の別を示すマークの内側の線の有無、向きは、Fig. 1 および 2 でのそれらと対応している。

Fig. 2 の 24-2 合金の場合は、26-3a の場合ほど顕著

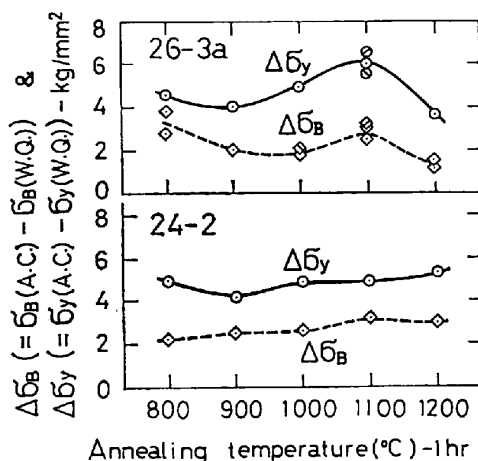


Fig. 3. Changes in $\Delta\sigma_y$, defined as (σ_y of A.C. specimens - σ_y of W.Q. specimens) and of $\Delta\sigma_B$, similarly defined for σ_B , as a function of annealing temperature. The symbols in marks are used in common with those in Figs. 1 and 2.

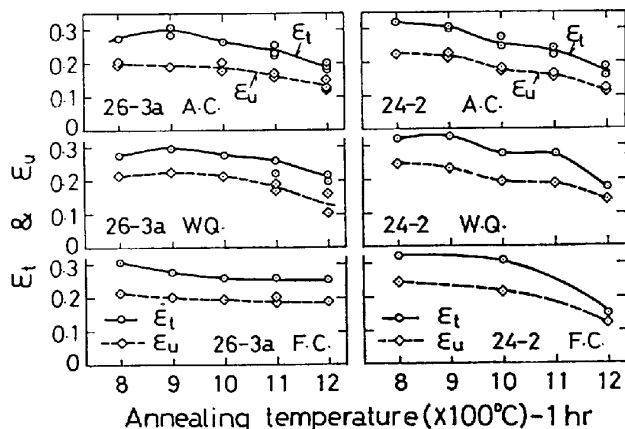


Fig. 4. Effects of annealing temperature on total strain at fracture (ϵ_t) and on uniform strain (ϵ_u).

ではないが、A.C. で σ_y のばらつきが認められ、それはやはり 1100°C 付近で大きい。 σ_B についてもデータのばらつきは認められるが、A.C. および W.Q. いずれの場合も極大は認められない。 24-2 での $\Delta\sigma_y$ および $\Delta\sigma_B$ の加熱温度による変化も Fig. 3 に示されているがこの場合 26-3a でみられるような極大を示さない。

Fig. 4 に、全伸び (ϵ_t) および一様伸び (ϵ_u) の加熱温度ならびに冷却速度依存性を示す。 ϵ_t および ϵ_u については、 σ_y および σ_B (以下これらを総称して強さという) の場合とちがって、同一加熱冷却条件での加熱日時の別による差は認められない。総じて ϵ_t , ϵ_u は加熱温度が高くなるとともに減少し、とくに 1100°C 以上の加熱による低下が大きい。 26-3a と 24-2 を比較すると、後者において延性低下が大きい。強さの場合ほど著

しくはないが、延性は冷却速度に依存し、低温側では W.Q. で延性が大きく、高温側では A.C. で小さい。26-3a では、F.C. 試料の高温加熱による延性低下が小さいことが注目される。

Fig. 5 に、加熱温度によるリュードスひずみ (ϵ_l) の

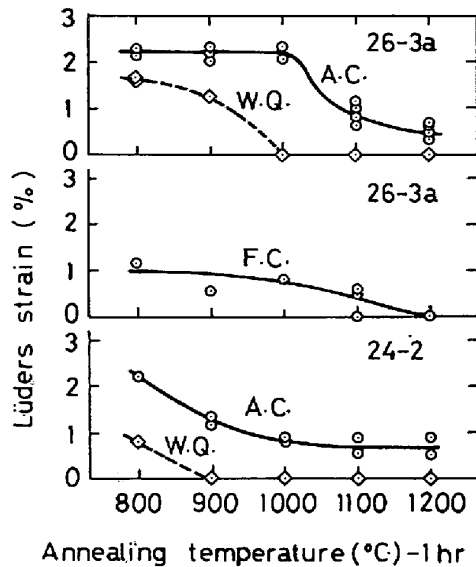


Fig. 5. Changes in Lüders strain as a function of annealing temperature.

変化を示す。 ϵ_l は高温側で減少し、とくに 1100°C 以上で小さくなる。A.C. 試料の ϵ_l は大きい、W.Q. 試料でも加熱温度が低い場合、 ϵ_l を生じている。

高温より空冷もしくは水冷した試料の代表的な透過電顕組織を Photo. 1 に示す。26-3 および 24-2 いずれも水冷あるいは空冷中に、粒界に析出物が形成された形跡は認められず、地相には直線的な転位がほぼ均一に分布しているのが認められるだけで、A.C. 試料でも微細析出物の多数分布した形跡は認められなかった。ただし、溶体化時に未固溶であつたと思われる粗大析出物が 26-3 の粒界に認められる場合があつた。

Fig. 6 に加熱温度と平均結晶粒径の関係を示す。平均粒径は 900°C 付近まであまり変化せず、それ以上で指数関数的に増大している。それも 1000~1100°C での増加が一段と大きくなっている。26-3 合金の場合、a および b の結果が同一線上にある。このことから平均粒径は、冷却速度などに鈍感であり、強さのばらつきを生む原因ではないことがわかる。

加熱温度が高くなると、結晶粒の一部が巨大成長し、いわゆる混粒組織となつた。この傾向は 26-3 合金で強かつた。Fig. 7 は 26-3 a での加熱温度による粒径分布

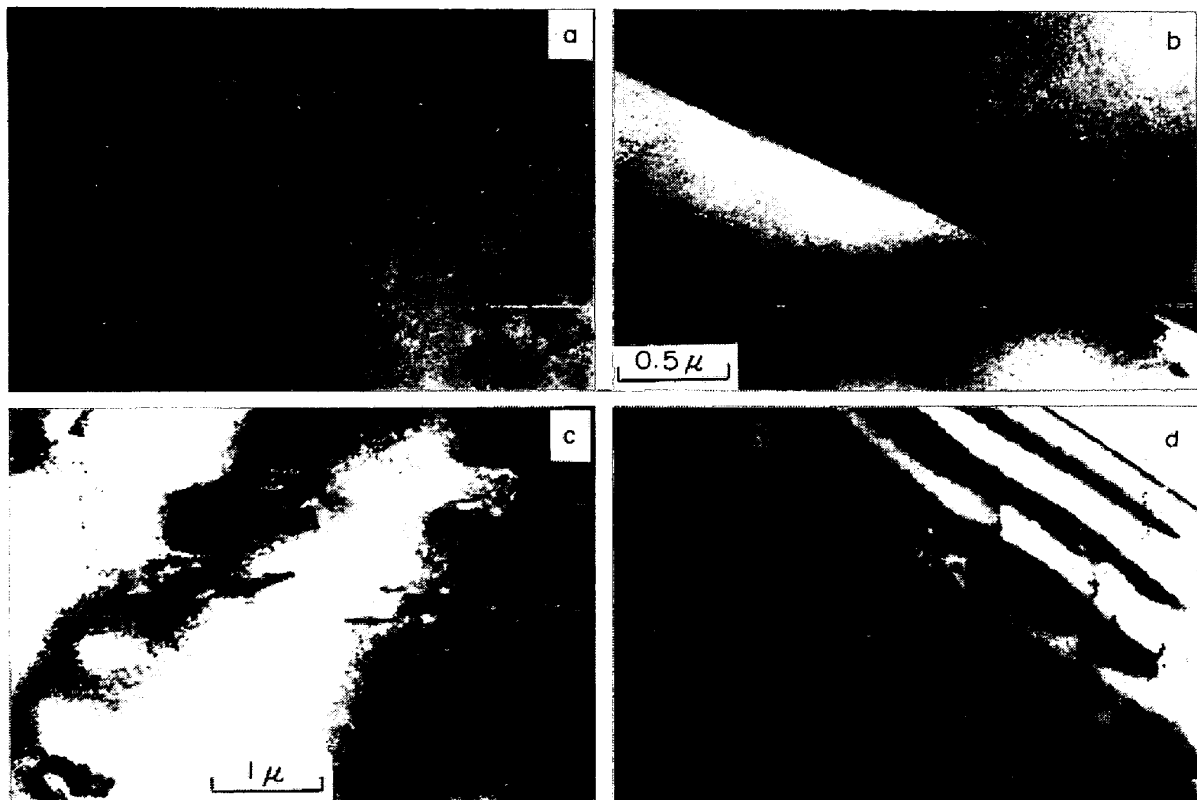


Photo. 1. Electron micrographs (a) for alloy 26-3b, annealed at 800°C for 1h, followed by W.Q., (b) for alloy 24-2, at 1000°C for 1h-A.C., (c) for alloy 26-3a, at 1100°C for 1h -A.C., and (d) for alloy 26-3b, at 1000°C for 1h -W.Q. Photos. (a), (b), (c) and (d) are identical in magnification.

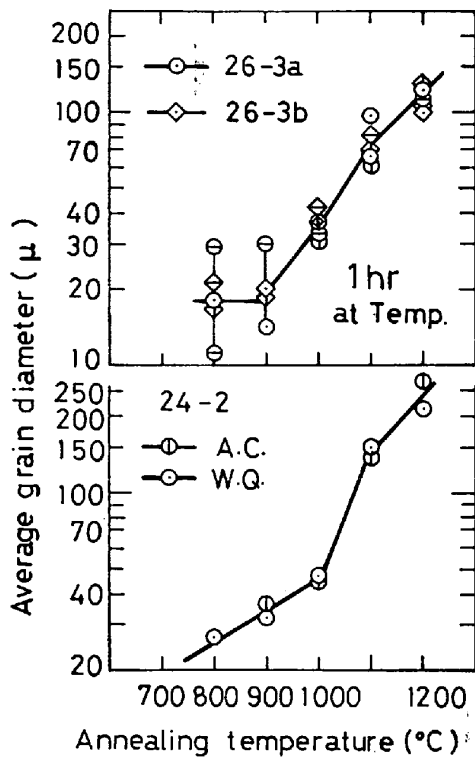


Fig. 6. Changes in average grain diameter as a function of annealing temperature. In the top of figure, the marks \ominus , \oplus and \odot (or \odiamond , \diamond and \diamond) denote the data of F.C., A.C. and W.Q. specimens, respectively.

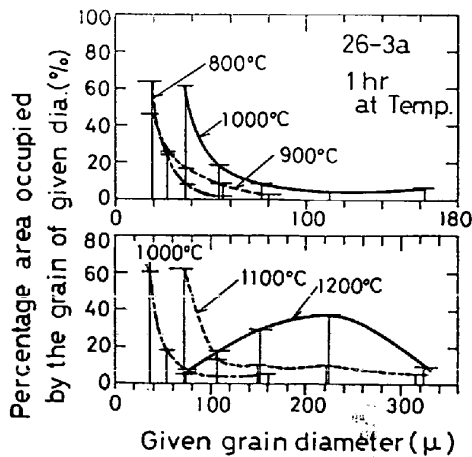


Fig. 7. Grain size distributions for alloy 26-3a annealed at various temperatures for 1h.

の変化を示したものである。写真上で粒径を5段階に分け、それぞれの径をもつ粒が占める面積率を縦軸に、対応する粒径を横軸に示した。図からわかるように、1100°Cで混粒の度合が著しく、1200°Cでは減少している。1100°Cで強さの最大と最小を示した試料について、これら粒径分布を見ると、両者でほとんど差はなかった。このことから粒径分布の相違も強さのばらつきの原因で

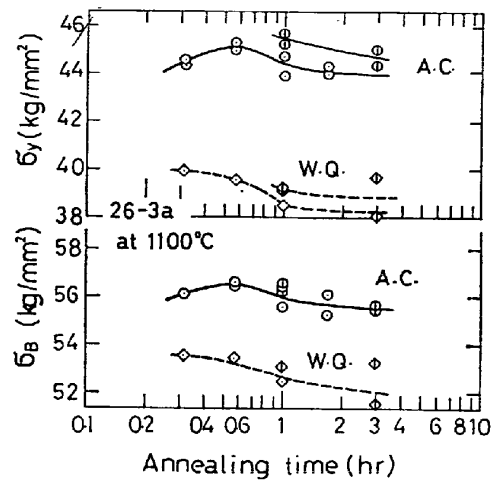


Fig. 8. Annealing time dependences of σ_y and of σ_B for 26-3a annealed at 1100°C. The mark \circ or \diamond denotes the data of the specimens heat treated with 3 specimens bundled, and the mark \oplus or \diamond the data of those with 10 specimens bundled.

ないと考えられる。

3.2 実験 II の結果

1100°Cで加熱時間を変えた場合の強さの変化をFig. 8に示す。A.C.では極大が現われているが、W.Q.では加熱時間の増加とともに強さは減少している。図中 \circ 、 \diamond 印は加熱時の試料枚数を3枚とした場合を、 \oplus 、 \diamond 印は10枚にした場合を示す。3枚束の場合、試料を炉に挿入後、炉温(1100°C)に復するまで約7min、10枚束では約13min経過した。図からわかるように、試料束の大きさなどの加熱時の条件の差が強さ、とくに σ_y のばらつきを生む原因の一つとなる。この場合、試料枚数の多少による加熱時間の差は比較的小さいので、枚数の多少による冷却速度の差が σ_y のばらつきに大きく影響したと考えられる。

Photo. 2は加熱時間による光学顕微鏡組織変化の1例である。注目される点は、未溶解炭窒化物と思われるものが短時間側でかなり多く残存し、それらが粒界で比較的多く観察されることである。これら残存物は加熱時間の増加とともに減少している。結晶粒径も時間とともに増加していることがわかる。Fig. 9は加熱時間による粒径の変化を示す。試料枚数の多少によらず粒径は加熱温度、時間でほぼ一義的に決まる。

3.3 実験 III の結果

Fig. 10は σ_y と平均結晶粒径の $-1/2$ 乗の関係を示す。図中、AおよびBと記したものは、26-3aで冷間圧延率を変えたA材(圧下率5%)、およびB材(同30%)の結果を示す。ほかは、さきに述べた2段階処理により

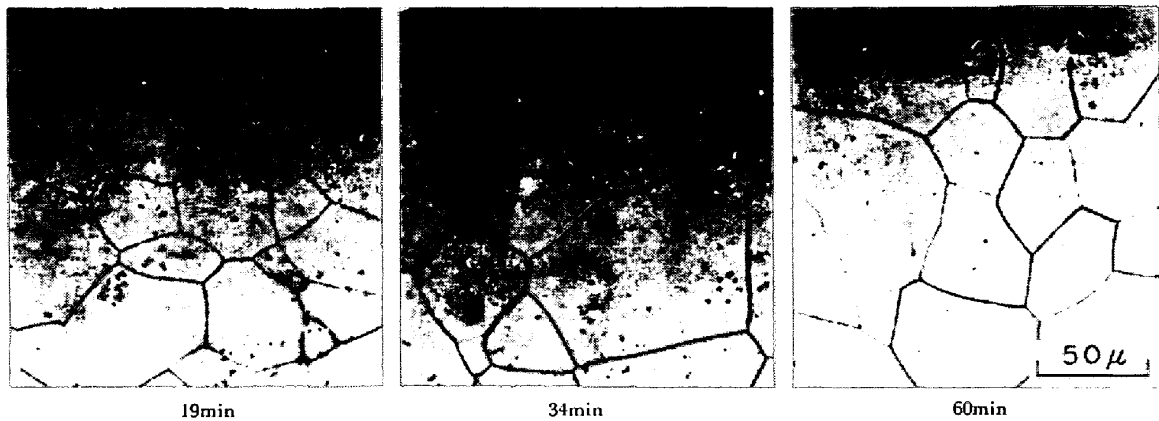


Photo. 2. Change in optical micrograph as a function of annealing time, for alloy 26-3a annealed at 1100°C.

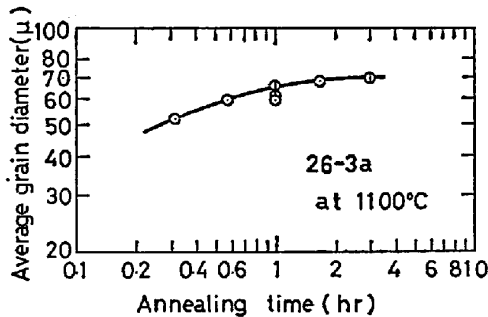


Fig. 9. Changes in average grain diameter as a function of annealing time, for alloy 26-3a annealed at 1100°C. The marks are used in common with those in Fig. 8.

粒径を変えた試料の結果である。加熱日時の別による σ_y 値のばらつきは比較的大きいが、これらデータはほぼ平行する2直線で画された範囲内にある。以下これら2直線の勾配 K_y を σ_y の結晶粒径依存性を示す係数として用いる。 K_y は、W.Q. におけるより A.C. で大きく、1000°C 加熱の場合より 1100°C 加熱で大きいことが知られる。

さきに、標準材(圧下率 90% 以上)では 1000~1100°C 加熱で、結晶粒分布に不揃があること (Fig. 7 参照) を指摘したが、ここで述べた A および B 材では、1000~1100°C 加熱の場合でも粒径が著しく揃っていた。

4. 考 察

4-1 A.C. 材と W.Q. 材の強さの差

一般に、多結晶金属の σ_y は、いわゆる Hall-Petch の式

$$\sigma_y = \sigma_i + K_y \cdot d^{-1/2} \dots \dots \dots (1)$$

に従うとされている。ここで、 d は結晶粒径であり、 σ_i は摩擦項である。A.C. と W.Q. とで、 σ_i に差がないと

すれば、両者の σ_y 、すなわち、 $\sigma_y(A.C.)$ と $\sigma_y(W.Q.)$ の差、 $\Delta\sigma_y$ は

$$\begin{aligned} \Delta\sigma_y &= \sigma_y(A.C.) - \sigma_y(W.Q.) \\ &= [K_y(A.C.) - K_y(W.Q.)] \cdot d^{-1/2} \equiv \Delta K_y \cdot d^{-1/2} \dots \dots \dots (2) \end{aligned}$$

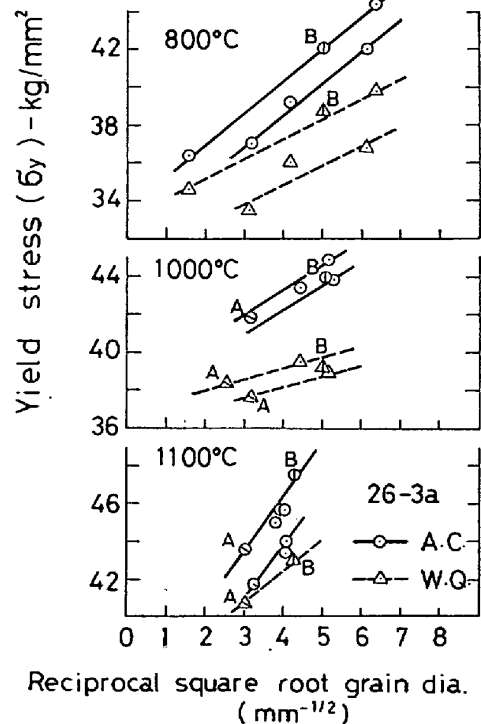


Fig. 10. Grain size dependences of σ_y for the 26-3a specimens, variously heat treated. Data marked as A and B are for the materials cold rolled by 5% and 30%, respectively. The other data are for the standard one, cold rolled by more than 90% and treated by the twosteps method. Temperatures shown here are the final annealing temperatures with heating period of 1h.

となり、また、 σ_i に差があれば、

$$\Delta\sigma_y = \sigma_i(\text{A.C.}) - \sigma_i(\text{W.Q.}) + \Delta K_y \cdot d^{-1/2} \quad (3)$$

となる。一方、均一変形領域での流れ応力 σ_f はいわゆる Ludwick の式

$$\sigma_f = A\epsilon^n \quad (4)$$

で記述されうる。ここで ϵ は全ひずみである。(4)式と弾性範囲で成り立つ直線 $\sigma = E\epsilon$ との交点での応力 " σ_d " は、 σ_i と密接な関係があり⁵⁾⁶⁾、炭素鋼で $\sigma_d = \sigma_i + a/d$ (ここで a は定数)なる関係が成り立つといわれる⁶⁾。したがって、 d が比較的大きい場合は、 $\sigma_d \approx \sigma_i$ と考えられる。

(4)式と定義により、 σ_d は、

$$\log \sigma_d = (\log A - n \log E) / (1 - n) \quad (5)$$

として求まる。ここで E はヤング率である。実験的に求められる A 、 n および $E \approx 21\,000 \text{ kg/mm}^2$ を (5)式に入れ、 σ_d を求めると、Table 2 のようになる。 $\Delta\sigma_d = \sigma_d(\text{A.C.}) - \sigma_d(\text{W.Q.})$ であり、表より $\Delta\sigma_d \approx 0.6 \sim 1.2 \times \Delta\sigma_B$ であることがわかる。したがって、 $\Delta\sigma_i \approx \alpha \cdot \Delta\sigma_B$ (ただし α は $2/3 \sim 1$ 程度)とおき、(3)式に代入すると

$$\Delta\sigma_y \approx \alpha \cdot \Delta\sigma_B + \Delta K_y \cdot d^{-1/2} \quad (6)$$

となる。Fig. 10 より求めた $\Delta K_y(\text{obs.})$ と、Fig. 3 の $\Delta\sigma_y$ および $\Delta\sigma_B$ を用い、(2)および(6)式より計算

して求めた $\Delta K_y(\text{cal.})$ を比較すると、Table 3 のようになる。表中、(6)式に対応する $\Delta K_y(\text{cal.})$ は $\alpha = 2/3$ と 1 の場合を並記してある。表より、 800°C 加熱では(2)式による ΔK_y が、 $1\,000$ および $1\,100^\circ\text{C}$ 加熱では(6)式による ΔK_y が、実験値 $\Delta K_y(\text{obs.})$ と一致することがわかる。以上から、 $1\,000 \sim 1\,100^\circ\text{C}$ 加熱では σ_i に相違が生じ、その σ_i は W.Q. 試料より A.C. 試料で大きいと判断される。しかしながら、Photo. 1 に示されるように電顕組織観察結果からは、A.C. 材と W.Q. 材の σ_i の差を説明できるような組織上の明白な差異は認められなかつたし、また C および N 原子による固溶硬化の相違からも両者での σ_i の差を説明できない。

ところで、Fig. 10 において $d^{-1/2}$ を 0 に外挿したときの応力は $1\,000^\circ\text{C}$ での A.C. と W.Q. との比較で高々 0.7 kg/mm^2 の差しかなく、この値は Table 2 の $1\,000^\circ\text{C} \times 1 \text{ h}$ での $\Delta\sigma_d (\approx \Delta\sigma_i)$ 約 2 kg/mm^2 とは一致しない。この不一致やさきの組織観察結果を考慮すると $\Delta\sigma_i$ は本質的に粒径依存硬化項の変化であり、強さのばらつきのため K_y 値として真の値が測定されえなかつたため生じたものとも考えられる。 $\Delta\sigma_i$ を生じさせる σ_i の部分を本来の意味での摩擦項から切り離し $\sigma_{i,d}$ とおけば、 $\sigma_{i,d}$ は冷却速度に依存する項ではあるが、その成因の正しい理解に到るには今後の研究が必要であると

Table 2. Parameters for Ludwick equation¹⁾, (n and A), $\Delta\sigma_d$, $\Delta\sigma_B$ and $\Delta\sigma_y$, for alloy 26-3 a.

Ex.	Heat treat for specimens	n	A (kg/mm ²)	$\sigma_d^{2)}$ (kg/mm ²)	$\Delta\sigma_d^{2)}$	$\Delta\sigma_B^{3)}$ (kg/mm ²)	$\Delta\sigma_y^{3)}$
1.	1 100°C { - A.C.	0.184	89.21	26.01	1.48	2.50	6.01
	× 1 h { - W.Q.	0.182	83.81	24.53			
2.	1 100°C { - A.C.	0.175	91.13	28.76	3.20	3.08	6.41
	× 1 h { - W.Q.	0.184	87.96	25.56			
3.	1 000°C { - A.C.	0.190	92.11	25.79	2.03	1.74	4.33
	× 1 h { - W.Q.	0.200	90.32	23.76			

- Note 1. Ludwick equation defined as $\sigma = A\epsilon^n$.
 2. $\Delta\sigma_d$ is defined as (σ_d for A.C. specimens - σ_d for W.Q. ones), where σ_d approximates the friction stress term in Hall-Petch equation.
 3. $\Delta\sigma_B = (\sigma_B$ for A.C. specimens - σ_B for W.Q. ones), $\Delta\sigma_y = (\sigma_y$ for A.C. specimens - σ_y for W.Q. ones)

3. Comparison of ΔK_y 's calculated by Eqs. 2 and 6 with ΔK_y observed, for alloy 26-3 a.

Annealing temp. (°C)	$K_y(\text{obs.})$		$\Delta K_y(\text{obs.})$	$\Delta\sigma_y$ / $\Delta\sigma_B$ (kg/mm ²)		$d^{-1/2}$	$\Delta K_y(\text{cal.})$ by Eq. 2	$\Delta K_y(\text{cal.})$ by Eq. 6	
	A.C.	W.Q.						$(\alpha = 2/3)$	$(\alpha = 1)$
800	1.71	1.04	0.67	4.5	3.7	7.5	0.6	0.27	0.10
900	—	—	—	4.0	2.0	8.5	0.47	0.31	0.24
1 000	1.26	0.53	0.73	5.0	1.7	5.2	0.96	0.74	0.64
1 100	2.89	1.71	1.18	6.2	2.7	3.3	1.88	1.33	1.12
1 200	—	—	—	3.5	1.2	2.5	1.40	1.10	1.03

- Note. K_y : Coefficient of Hall-Petch equation (kg/mm^{3/2}).
 $\Delta K_y = K_y(\text{A.C.}) - K_y(\text{W.Q.})$
 d : Average grain diameter (mm).
 The meanings of $\Delta\sigma_B$ and of $\Delta\sigma_y$ are the same as those in Table 2.

いえる。

4.2 強さのばらつきと極大の形成原因

強さの結晶粒径依存性が大きいところから、冷却中の時効は C, N 原子の粒界への拡散に支配されると考えられる。いま結晶粒を半径 r の球と考え、冷却開始後 t 時間に粒界より半径方向 x の距離にある C, N 原子が粒界に達しうものとするれば、粒界に到達可能な原子の存在する領域の体積 V は

$$V = 4/3\pi x(3r^2 - 3rx + x^2)$$

となり、地相の単位体積中に含まれる C, N 原子数を N_0 とすると、粒界単位面積当りに到達する C, N 原子数 n_g は

$$\begin{aligned} n_g &\approx 2VN_0/4\pi r^2 \\ &\approx 2/3N_0r\xi(\varepsilon - \varepsilon\xi + \xi^2) \dots\dots\dots (7) \end{aligned}$$

となる¹⁾。ここで $\xi = x/r$ と置いた。(7)式は N_0 および r が固定された場合、冷却速度が小さく、したがって x が大きく ξ が大きければ、 n_g が大きいことを示す。一方、冷却速度が一定で x がほぼ一定とすれば、 r および N_0 のみが溶体化温度によつて変わる場合、(7)式に代わつて

$$n_g \approx 2/3 \cdot x \cdot N_0(3 - 3\xi + \xi^2) \dots\dots\dots (8)$$

と置くと、 n_g の変化を考えやすい。(8)式は高温になつて N_0 が増し、 r が増して ξ が減少すると、 n_g が増加することを示している。

以上の考察から、定性的ではあるが、溶体化温度 (T) あるいは溶体化時間 (t) の増加に伴う n_g の変化として $dn_g/dT > 0$ あるいは $dn_g/d \log t > 0$ が結論される。 n_g の増加は粒界の変形応答性に変化をもたらす、 K_y を大きくし強さの増加をもたらすであろう⁶⁾⁹⁾。 T あるいは $\log t$ がさらに増加し、C および N 原子の溶体化が完了すれば $dn_g/dT \approx 0$ あるいは $dn_g/d \log t \approx 0$ となり、それ以降では結晶粒径の増加とともに $K_y \cdot d^{1/2}$ 項は減少し、 σ_y が減少すると考えられる。

T あるいは $\log t$ の変化に伴う σ_B の変化は、流れ応力が一般に $d^{-1/2}$ に依存する項を含むという考え¹⁰⁾からも理解できるが、たとえばリュウダースひずみを ε_l としたとき、(4)式より $\sigma_B \approx \sigma_y(n/\varepsilon_l)^n$ と置けることから理解できる。 $\sigma_{i,d}$ が粒径依存ならば以上の考察にこの項を含めること、また流れ応力の構成因子ならば σ_B の変化にこれを含めることはいうまでもない。

なお本実験で扱った鋼より (C+N) 量が多い場合は、高温加熱により粒界炭窒化物が形成され、それらの破壊を通じて強さの低下が起こるといふ石井らの指摘⁹⁾ は以上の考察と矛盾するものではない。

冷却速度が速かつたり、あるいは (C+N) 量が少ない

場合、強さの極大は顕著でなかつたり、形成されなかつたりするが (Fig. 1, 2, 3 および 8 参照)、これらのことも、冷却速度が速いことなどの理由で、 T あるいは $\log t$ が増しても n_g があまり増さないことで一応理解できよう。

強さのばらつきは、 $K_y \cdot d^{-1/2}$ 項や $\sigma_{i,d}$ 項が加熱冷却条件に敏感に影響され、生ずるものと考えられる。加熱冷却条件としては、Fig. 8 の説明で述べたように冷却速度の差 (ここでは同じ A.C. なら A.C. での差) があげられる。しかし注目すべき点は、Fig. 3 に示したように $d\sigma_y$ が加熱日時ごとにあまりばらつかないことであり、このことは、ばらつきのもう一つの原因として冷却直前の材料因子を考慮すべきことを物語っている。(7)式によつて考えれば、その因子として C, N 原子の固溶量 N_0 および結晶粒径 r といった量が考えられる。このうち r が加熱日時によつて変わらない (Fig. 6 参照) ことを考慮すれば、 N_0 が問題となろう。

4.3 リューダースひずみおよび靱延性

一般にリュウダースひずみ ε_l はひずみ時効の進行とともに増加するが¹¹⁾、本合金の場合、Fig. 5 に示したように、時効の進行をうながす加熱温度の増加にもかかわらず、 ε_l は減少している。このことは、結晶粒径の増加が ε_l の減少をもたらす因子であること¹¹⁾¹²⁾ から考えて結晶粒径の増加のためと理解できる。

加熱温度に伴う延性低下は、Fig. 4 に示したように、26-3 よりも 24-2 合金で大きい。この場合、延性低下は一樣伸び、したがって n 値の低下に左右されている。これらの差を生じさせている主因は (C+N) 量の差と考えるのが妥当であろう。従来、高 Cr-Fe 合金では (C+N) 量は低いほどよいとされていたが、本結果は、この点を再考すべきことを示唆している。さらに注目すべきは、加熱による粒径増加への (C+N) 量の影響である。Fig. 7 よりわかるように、(C+N) の少ない 24-2 で結晶粒径の増加が著しい。粒径が低温破壊強度とうを通じ靱性を左右する¹³⁾ ことを考えれば、高 Cr-Fe 合金の靱延性向上の上で適正な (C+N) 量について再考すべきことが理解できよう。

5. 結 言

高温で加熱した低 (C+N)-高 Cr-Fe 合金につき、室温における引張性質を調べ、以下の点を明らかにした。

1) 同一加熱冷却条件でも、加熱日時により降伏強さ (σ_y) および引張強さ (σ_B) はばらつき、その程度は空冷 (A.C.) で大きかつた。しかし同時加熱した試料のうち、A.C. と W.Q. (水冷) での σ_y の差 $d\sigma_y$ は、加熱

日時の別によらず、加熱温度によりほぼ一定値となつた。加熱温度一定で加熱時間を変えた場合にも σ_y および σ_B の極大を生じた。

2) 平均結晶粒径は加熱温度によつて指数関数的に増加した。1000 および 1100°C 加熱では著しく混粒であつたが、加熱前の加工処理によつては、同じ温度域でも正常粒であつた。

3) Hall-Petch 式の K_y は、W.Q. におけるよりも A.C. で大きく、また 1000°C よりも 1100°C 加熱で大きかつた。 $\Delta\sigma_y$ は A.C. と W.Q. での粒径依存硬化項の差でかなり説明されたが、摩擦項の差で理解される部分も残つた。しかし後者の差を説明しうるような組織上の差異は見出だせなかつた。強さのばらつきは、粒径依存硬化項への加熱冷却条件の影響が大きいとと考えられた。

4) リューダースひずみは加熱温度とともに減少した。加熱温度とともに延性も低下した。この低下は一樣伸び、したがつて n 値の減少で左右された。延性低下は (C+N) の少ない 24-2 合金で大きく、またこの合金で加熱による粒径粗大化が著しかつた。

おわりに、本実験が文部省受託研究として、東京工業大学金属工学教室にて実施されたものであり、実験にあ

たり、森勉教授ならびに佐藤彰一博士に終始有益な御教示をいただいたことを記し結びとする。

文 献

- 1) M. SEMCHYSHEN, A. P. BOND, and H. J. DUNDES: "鋼の強靱性", (1971), p. 239 Climax Molyb. 社
- 2) J. J. DEMO: Corrosion-NACE, 27(1971), p. 531
- 3) 石井 仁, 藤村全戒: 日本金属学会誌, 39 (1975) 3, p. 311
- 4) 篠田哲守: 未発表資料
- 5) A. R. ROSENFELD: Jr. Inst. Met., 91(1962-93), p. 104
- 6) C. T. LIU, R. W. ARMSTRONG, and J. GURLAND: JISI, 209(1971), p. 142
- 7) D. KALISH and H. J. RACK: Met. Trans., 2 (1971), p. 2665
- 8) I. M. BERNSTEIN and B. B. RATH: Met. Trans. 4(1973), p. 1545
- 9) 鈴木秀次: "金属の強さ", (1972), p. 201 アグネ社
- 10) R. ARMSTRONG, J. CODD, and R. M. DOUTHWATE: Phil. Mag., 7(1962), p. 45
- 11) D. V. WILSON and B. RUSSELL: Acta Met., 8 (1960), p. 36
- 12) D. J. DINGLEY and D. McLEAN: Acta Met., 15(1967), p. 885
- 13) A. H. COTTRELL: "Fracture", ed. by B. L. ABERBACH et al. (1959), p. 20 John Willey & Sons.