

サイクル熱処理した SUJ 2 鋼における 微細組織と機械的性質

酒井 久裕*・落合 鍾一*²・上野 學*³

Fine Structures and Mechanical Properties of Thermally Cycled SUJ 2 Steel

Hisahiro SAKAI, Shouichi OCHIAI and Manabu UENO

Synopsis :

The purpose of this work is to present results on the mechanical properties of SUJ 2 bearing steel improved by a cyclic heat treatment. The structure of thermally cycled steel consists of fine-grained ferrite particles of the size under about 2 μm containing fine cementite particles of the size about 0.2 μm. Thermally cycled steel was found to be superplastic at 710°C, just below A_1 temperature, at an initial strain rate of $1.67 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, i.e. elongation to failure was about 500% and the strain rate sensitivity, m value, was about 0.4. The activation energy of about 180 kJ/mol, which is nearly equal to that of grain boundary diffusion of Fe atoms in α -iron, was obtained for this plastic deformation.

Furthermore the rolling contact fatigue life test was performed at room temperature under constant load. The fatigue life of SUJ 2 steel thermally cycled was found to be prolonged (about 2.5 times) as compared with that of conventional one.

Key words : iron-high carbon alloys ; SUJ 2 steel ; bearing steel ; superplasticity ; cyclic heat treatment ; hardenability ; rolling contact fatigue life.

1. 緒 言

高炭素合金鋼の結晶粒微細化を図ると、室温での強度・靱性などの機械的性質が向上するばかりでなく、温間あるいは熱間温度域で超塑性現象を示すことがある¹⁾²⁾。微細結晶粒を得る主な方法として、加工熱処理法³⁾⁴⁾とサイクル熱処理法^{5)~9)}がある。サイクル熱処理法は加熱冷却の操作のみを施すため、加工過程を伴う加工熱処理法と比較した場合、より簡便な結晶粒微細化法である。

代表的な実用高炭素クロム軸受鋼である AISI 52100 鋼あるいは SUJ 2 鋼に対し、加工熱処理法を適用することで微結晶のフェライト粒と球状セメンタイト粒からなる均一微細組織とした場合に、超塑性現象が発現することが報告されている¹⁰⁾¹¹⁾。しかし、この種の軸受鋼に対し熱処理のみによる結晶粒の微細化が試みられていながら⁷⁾¹²⁾、サイクル熱処理を施したものの高温変形特性、ころがり疲れ特性などの機械的性質はほとんど調べられていない。

本研究では、サイクル熱処理法を SUJ 2 鋼に適用を試みたところ、明らかに結晶粒が微細化することを認めた。このサイクル熱処理を施した SUJ 2 鋼における高温での変形挙動を調べると共に、ころがり疲れ特性に及ぼすサイクル熱処理の影響について検討を行った。

2. 実験方法

2.1 供試材とサイクル熱処理方法

本研究で使用した SUJ 2 鋼は、4 mm × 100 mm × 1000 mm の平板材（熱間圧延後すでに球状化焼鈍されている）で購入したもので、Table 1 にその化学組成を示す。本鋼の受入れ時の組織は Photo. 1 に示すように、粒径 10~20 μm のフェライトと約 0.4 μm の炭化物からなっている。以後、球状化処理したままの材料を球状化

Table 1. Chemical compositions (wt%).

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo
SUJ 2	0.98	0.21	0.28	0.014	0.008	1.4	0.06	0.08	0.01

昭和 61 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 63 年 7 月 13 日受付 (Received July 13, 1988)

* 長岡技術科学大学大学院 (Graduate School, Nagaoka University of Technology)

*² 長岡技術科学大学 工博 (Nagaoka University of Technology, 1603-1 Kamitomioka-cho Nagaoka 940-21)

*³ 長岡技術科学大学 (現: 日新製鋼(株)) 工博 (Nagaoka University of Technology, Now Nisshin Steel Co., Ltd.)

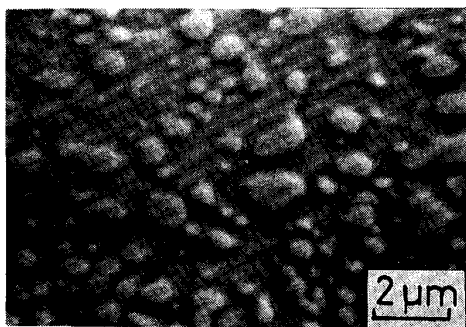


Photo. 1. SEM micrograph of SUJ 2 steel in the as-received condition, showing spheroidized structures.

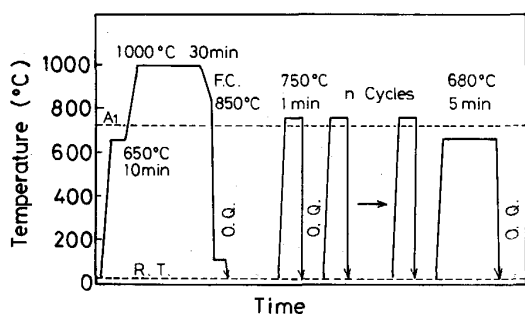
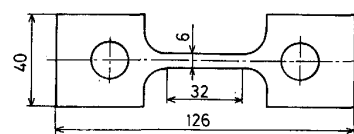


Fig. 1. Schematic diagram for cyclic thermal treatment.

材と呼ぶことにする。

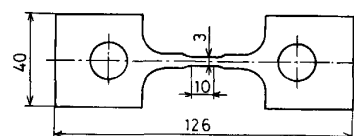
サイクル熱処理材は球状化材に Fig. 1 に示す熱処理を施したものである。すなわち、 $650^{\circ}\text{C} \times 10\text{ min}$ に予熱した試料を 1000°C で 0.5 h 保持することにより球状炭化物を固溶させた後、焼割れを防ぐため A_{cm} 直上の 850°C まで徐冷、さらに 90°C に加熱した油に焼入れた。続いて、 A_1 点 (約 731°C) 直上である 750°C への急速加熱と 1 min 保持および室温への油冷却からなる熱サイクルユニットを 1~10 回繰り返した。最後に、 A_1 点直下の 680°C に急速加熱後 5 min 保持および油冷却からなる熱処理 (以後、F. C. 熱処理と呼ぶ) を行った。なお、以上の熱処理は酸化を防ぐためアルゴンガス雰囲気で行い、急速加熱とするため赤外線ゴールドイメージ炉を使用した。

光学顕微鏡と走査型電子顕微鏡 (SEM) による組織観察には 5% ナイタルと 4% ピクラルの 1:1 の混合溶液でエッチングした試料を供した。一方、透過型電子顕微鏡 (TEM) 観察には、マイクロカッターにより約 0.5 mm の厚さに切り出した材料をエメリー研磨で $80\ \mu\text{m}$ の厚さとし、さらに電解研磨 (電解液: 体積比で過塩素酸: 無水酢酸 = 1:9 の混合液) とイオンエッチ



(a) Tensile specimen for measuring m

$t=4$



(b) Tensile specimen for measuring elongation

Fig. 2. Dimension of tensile specimens.

ングによつて薄膜化した試料を用いた。また、硬さはマイクロピッカース硬度計により測定した。

2.2 高温引張試験

引張試験は A_1 点より幾分低い $670\sim 710^{\circ}\text{C}$ の温度範囲および $0.05\sim 30\text{ mm/min}$ のクロスヘッド速度範囲で、インストロン型万能試験機を用いて実施した。歪み速度感受性指数 (m 値) は歪み速度変換法により求め、測定には Fig. 2(a) に示す標点間距離が 32 mm の試験片を、また、破断試験には Fig. 2(b) に示す標点間距離が 10 mm のものを使用した。なお、これらの試験はアルゴンガス雰囲気中で行った。

2.3 ころがり疲れ試験

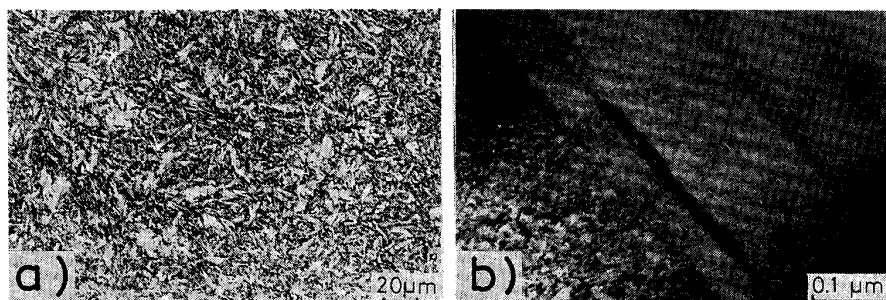
(6回サイクル + F. C.) 熱処理を施した外径 30 mm × 内径 18 mm × 厚さ 3 mm の円板状スラスト試験片について、 $800^{\circ}\text{C} \times 20\text{ min}$ の加熱保持後油冷し、さらに液体窒素中でのサブゼロ処理に続いて 160°C で 1 h 焼もどした。この試験片について表面最大粗さが $\pm 0.3\ \mu\text{m}$ 、中心線平均粗さが $\pm 0.1\ \mu\text{m}$ になるまで # 3000 の乾式エメリー紙で仕上げ研磨したものをころがり疲れ試験に供した。スラスト型ころがり疲れ試験は、試験片の作製が容易であるとともに、実機の軸受で得られる寿命との対応もあるため、軸受鋼の寿命試験としてよく用いられている¹³⁾¹⁴⁾。試験機は文献 14) におけるのと同じものを用いた。すなわち、固定された試験片の上を直径約 4.76 mm (3/16") の M50 製鋼球 3 個が、保持器により一定間隔を保ちながら回転する構造になっている。鋼球の上側には SUJ 2 鋼製 # 51103 スラスト軸受のレースが主軸につけられており、モーターにより 8760 rpm の高速で回転する。最大ヘルツ圧力が 4.67 GPa となるように設定した荷重は、試験片取付部の下方からてこを利

用して負荷される。潤滑油には # 60 スピンドル油を用いた。ころがり疲れ寿命は検出している振動加速度値が、転動面ではく離が発生したときの振動加速度の平均値である 28 m/s^2 に達した時間とした。

3. 実験結果および考察

3.1 サイクル熱処理に伴う組織変化

1000°C で 30 min 保持後、90°C の油に焼入れた球状



a) Optical micrograph
b) Transmission electron micrograph
Photo. 2. Microstructures of SUJ 2 steel quenched into oil at 90°C.

		Optical Micrographs	SEM Images
Number of Cycles	1		
	3		
	6		
	10		

Photo. 3. Change of microstructures by number of cycles, showing martensite phase containing fine carbide.

化材の組織を Photo. 2 に示す。光学顕微鏡による観察では、一様なマルテンサイト (M) 組織となつている (Photo. 2 a)。しかし、TEM 観察によれば、このマルテンサイトはレンズ状マルテンサイトとラス状マルテンサイトが混在した形態を有しており、むしろ後者が体積的に優位を占めていた。Photo. 2 b) に示すように、一部のラス状マルテンサイト境界には細長い炭化物が認められ、電子線回折パターンによる解析から η 炭化物 (Fe_2C) であることが判明した。斜方晶系に属する η 炭化物は、炭素鋼の焼もどしの初期過程において析出する¹⁵⁾。本試料における η 炭化物の存在は、90°C の油に焼入れたため冷却速度が遅くなり、焼入れと同時に一部焼もどされたことを示唆している。なお、X 線回折による定量分析の結果、残留オーステナイトの体積率は約 8% であつた。

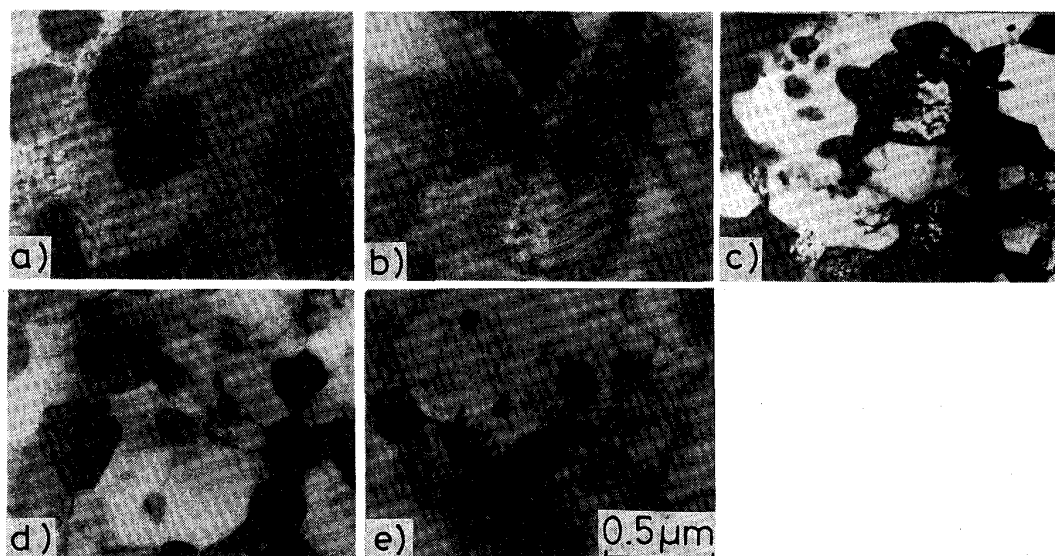
油焼入れに続いて、 A_1 点直上の 750°C と室温間での急速加熱-冷却をユニットとするサイクル熱処理を施した試料における急冷後の組織を Photo. 3 に示す。硬度 (HV) が繰返し数に依存せず約 700 kgf/mm² であることから、組織は M 相から成つていると考えられる。サイクル熱処理数の増加に伴い M 組織が微細化し、かつ球状のセメンタイト (θ) が一様に析出して来るのが観察できる。

サイクル熱処理による組織微細化のメカニズムについて以下に検討を行う。Fig. 1 に示すようにまず球状化材には、炭化物の固溶のため 1000°C ($> A_{cm}$) で 0.5 h 保持の前処理を施している。この処理でオーステナイト

(γ) 粒が成長するため、焼入れ後の M 組織は比較的粗いものとなる (Photo. 3-1)。これに 1 回目のサイクルにおける 750°C ($> A_1$) へ急速加熱を行うと、 γ 相が核生成してくる。しかし、析出して来た炭化物および未溶解の炭化物が粒界をピンニングして、 γ 粒の急速な成長が抑制される。続くサイクル熱処理での急速冷却により、M、 θ および微量の残留 γ から成る混合組織へと変化するが、より細かな γ 粒から焼入れているので相対的に微細な M 組織が得られる。細かな M 組織は、粗いものに比べてより多くの γ 相に対する核生成サイトを提供すると考えられる。したがって、加熱-冷却過程を繰り返すことによつて、組織の微細化は急速に進行することになる。

この機構によれば、サイクル熱処理を繰り返すほど組織が際限なく微細化していくことが予想される。しかし、KAYALI ら⁸⁾ によればサイクル数の増加に伴いある程度微細化が進行すると、加熱時に生成する γ 粒子の大きさは核生成頻度より、むしろ各粒子の成長速度によつて支配されるようになり、炭化物の大きさおよび分布状態で決まる最小の結晶粒径が存在することが指摘されている。サイクル熱処理数が 10 回の試料の組織は、6 回のもので違いがほとんど認められないことから、6 回程度のサイクル熱処理においてほぼこの微細化の限界に近付いたものと思われる。

サイクル熱処理後に F. C. 熱処理 (A_1 点直下の 680°C で 5 min 保持後油冷) を実施した試料の TEM 組織を Photo. 4 に示す。試料は十分に焼もどされ、微細



a) Spheroidized b) As quenched c) After (1+F.C.) cycled
d) After (3+F.C.) cycled e) After (6+F.C.) cycled

Photo. 4. Transmission electron micrographs of specimens.

Table 2. Changes of size and shape for ferrite and cementite particles with the condition of heat treatment.

Treatment	Matrix	Carbide	Particle size (μm)		\bar{X}/\bar{Y}	
			$D\alpha$	$D\theta$	α	θ
Spheroidized	α	$\text{Fe}_3\text{C}(\theta)$	16.34	0.39	1.60	1.40
Quenched	$\alpha + \gamma$	$\text{Fe}_2\text{C}(\gamma)$	—	—	—	—
After (1+F. C.) Cy.	α	$\text{Fe}_3\text{C}(\theta)$	1.09	0.14	1.66	1.44
After (3+F. C.) Cy.	α	$\text{Fe}_3\text{C}(\theta)$	1.16	0.15	1.60	1.28
After (6+F. C.) Cy.	α	$\text{Fe}_3\text{C}(\theta)$	1.73	0.19	1.58	1.27

なフェライト (α) 結晶粒と炭化物から構成されている。これら粒子の形態を調べるため、平均の大きさ並びに各粒子を回転楕円体と見なした時の長軸と短軸の比 (\bar{X}/\bar{Y}) を統計的に求めた。結果を Table 2 に示す。1 回のサイクル熱処理材と球状化材を比較すると、 α および θ の粒子径はそれぞれ約 1/15 および約 1/3 に減少し、明らかに微細化している。

サイクル熱処理数の増加に伴い炭化物および α 粒子の軸比は 1 に近づき、球状化する傾向が見られる。一方、F. C. 熱処理後の α および θ 粒子径は、幾分増加する傾向が認められる。 θ 粒子の成長の原因として、既にある炭化物上へのサイクルごとの新たな炭化物の析出が考えられる。また、M 変態に伴って生ずる転位などの変態歪みは、熱サイクルでの 750°C で、ただだか 1 min の保持によりすべて消滅するとは考えにくく、サイクルごとに蓄積していく可能性がある。この変態歪みが F. C. 熱処理時に原子の拡散を容易にし、フェライトの成長を促すことも考えられる。いずれにしても、1 回目のサイクルによる微細化効果に比べてサイクル熱処理数の増大に伴うこれら粒成長の程度は小さく、6 回サイクル熱処理後でも α 粒子径は 2 μm 以下、 θ では 0.2 μm 以下である。しかし、サイクル数を過度に多くすることは、粒子の成長を促し熱処理の効率上好ましくないため、サイクル回数は 6 回程度が最適であると判断できる。

サイクル熱処理後と硬度 (HV) との関係を図 3 に示す。焼入れて M 相からなる試料 (As-quenched) の硬さが約 700 kgf/mm² であるのに対して、F. C. 熱処理後の ($\alpha + \theta$) 組織のそれは約 300 kgf/mm² であつた。サイクル熱処理数が増えるとわずかに硬さが減少しているのは、 α および θ 粒径の増加傾向 (Table 2) と対応しているものと考えられる。

以上のことから、SUJ 2 鋼における粒子の微細化と球状化には、 A_1 点直上 (750°C) と室温間での 3~6 回のサイクル熱処理に引き続き、 A_1 点直下 (680°C) に加熱する F. C. 熱処理が有効であることが明らかとなつた。

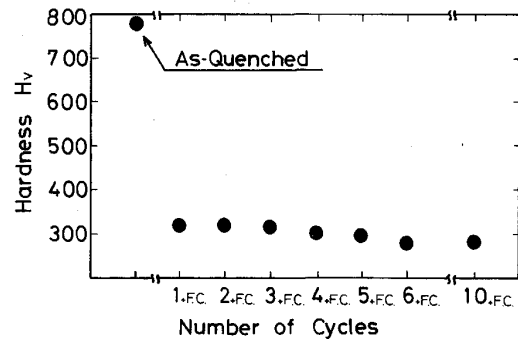


Fig. 3. The hardness at room temperature as a function of the number of cycles.

3・2 高温引張試験

3・2・1 破断伸びと歪み速度感受性指数

微細な結晶組織をもつ材料において、異常に大きな伸びがくびれを生ずることなしに、しかも低流動応力で得られる場合があり、これは超塑性現象と呼ばれている。サイクル熱処理によつて、球状化した 2 μm 以下のフェライト粒と 0.2 μm 以下のセメンタイト粒からなる微細組織に調整した SUJ 2 鋼においても超塑性が発現する可能性がある。実際、加工熱処理法によるものではあるが、平均粒径が 0.8 μm 程度のフェライト結晶粒と 0.3 μm 程度の球状セメンタイトからなる同種の SUJ 2 鋼において、超塑性変形が観察されている¹¹⁾。また、Cr はセメンタイトに固溶し、強度の増加、セメンタイト量の増大および組織的な安定化をもたらすことが知られており¹²⁾¹⁶⁾¹⁷⁾、SUJ 2 鋼のように Cr を含む超高炭素鋼 (UHC 鋼) では超塑性特性の向上が期待できる¹⁰⁾。

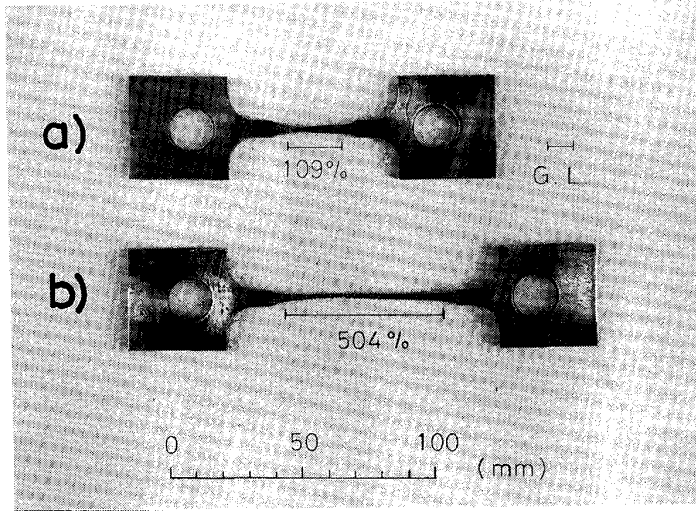
A_1 点直下の 710°C で、初期公称歪み強度 $1.67 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ での引張試験後における球状化材と 6 回サイクル熱処理材の試験片の形状を Photo. 5 に示す。球状化材の破断伸びが 109% であるのに対して、6 回サイクル熱処理材では約 5 倍の 504% の異常な伸びが認められる。破断伸びに及ぼすサイクル熱処理数の影響を図 4 に示す。1 回のサイクル熱処理のみによつても 450% 以上の異常伸びが生じ、サイクル熱処理数が増えるにつれて伸びが増加する。この異常伸びは超塑性によるものと推測できる。

一般に、超塑性現象においては応力 σ と歪み速度 $\dot{\epsilon}$ の間に、

$$\sigma = K \dot{\epsilon}^m \dots\dots\dots (1)$$

が成り立つ。この塑性流動式は BACKOFEN¹⁸⁾ によつて導入されたものであり、 m は歪み速度感受性指数、 K は定数である。通常、超塑性変形では $0.3 < m < 1.0$ が成り立つ。Fig. 4 には歪み速度変換法により求めた m

値も示した。サイクル熱処理材における m 値は 0.3 以上であり、このことは約 500% の破断伸びと共に、本試料が超塑性変形したことを示唆している。サイクル数が増えるにつれて破断伸びと同時に m 値も増大している。このサイクル数の効果は 1.6% C 鋼⁸⁾ でも見いだされており、結晶の微細化と球状化がサイクル数の増加に



a) Sheroidized b) After (6+F.C.) cycled

Photo. 5. Photograph of fractured specimens deformed superplastically at 700°C at an initial strain rate of $1.67 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ (G.L. : Gauge Length).

したがって進行するためと考えられる。なお、 m 値と破断伸びの間の良い相関は、超塑性を示す種々の合金で一般に観察されるものである¹⁹⁾。

Photo. 6 に破断試験後における球状化材と 6 回サイクル熱処理材の試験片のグリップ部とゲージ部の SEM 写真を示す。塑性変形を受けるゲージ部の組織を比べると、球状化材では炭化物が引張方向に伸ばされているのに対して、6 回サイクル熱処理材では粗大化するものの等軸性を保っている。これより後者においては、試験中の高温での保持により炭化物の粒成長を起こすと同時に、粒界すべりに起因したフェライト結晶粒のスイッチングにより超塑性が進行したものと推定できる。塑性変

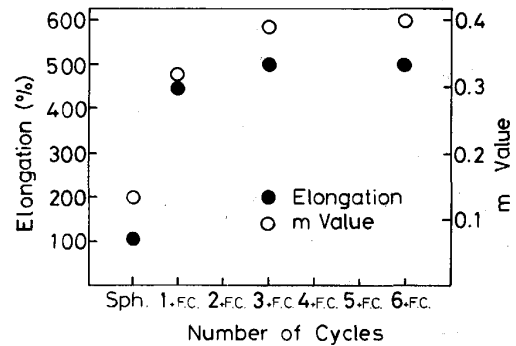


Fig. 4. Influence of the number of cycles on the elongation to failure and the value of m (strain rate sensitivity exponent).

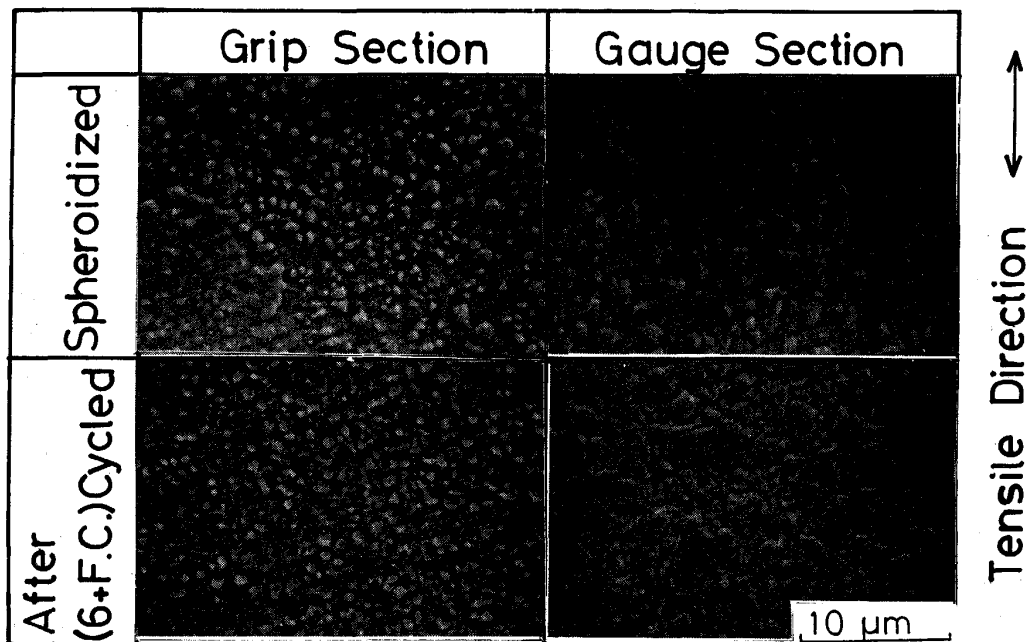


Photo. 6. Changes of microstructures in the gauge and grip sections of fractured specimens.

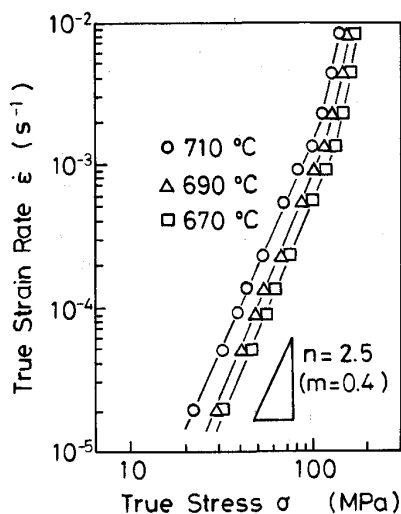


Fig. 5. True stress-true strain rate relation for SUJ 2 steel after (6+F. C.) cyclic heat treatment.

形を受けないグリップ部の組織は、球状化材の場合引張り前とほとんど変化しないが、6回サイクル熱処理材で粒成長が著しい。これは後者の試験時間が、超塑性のため前者の5倍程度の長時間となったことが大きな理由であろう。

3.2.2 超塑性変形領域での活性化エネルギー

6回サイクル熱処理材について得られた670, 690, および710°Cでの真歪み速度-真応力曲線をFig. 5に示す。ほぼ直線によつてプロットの近似が可能であり、グラフの傾きから応力指数 n 値 (逆数は m 値) が得られる。温度が変化しても(1)式が成立していること、 m 値は温度にほとんど依存せず低歪み速度領域で約0.4であること、および試験温度の上昇に伴い変形応力レベルが減少することが明らかとなった。このような超塑性変形に及ぼす温度の影響を次式に基づいて解析する¹¹⁾。

$$\dot{\epsilon} = K \left(\frac{\sigma}{E} \right)^n \exp \left(\frac{-Q}{RT} \right) \dots\dots\dots (2)$$

ここで、 K は定数、 E はヤング率、 n は応力指数、 Q は活性化エネルギー、および R は気体定数である。(2)式より活性化エネルギーは次式により得られる。

$$Q \Big|_{\sigma = \text{CONST}} = -R \frac{d \ln(\dot{\epsilon} E^n)}{d(1/T)} \dots\dots\dots (3)$$

SUJ 2 鋼における弾性定数の温度依存性は不明であるので α 鉄に対する値²⁰⁾を用い、 σ を 40, 50 および 60 MPa の一定としてアレニウスプロットを行つたのがFig. 6である。ほぼ直線で近似することができ、傾きより $Q \approx 180$ kJ/mol が得られた。この値は α 鉄での Fe 原子の格子拡散の活性化エネルギー $Q_L \approx 252$ kJ/mol⁴⁾よりかなり小さいが、 α 鉄の粒界拡散の活性化

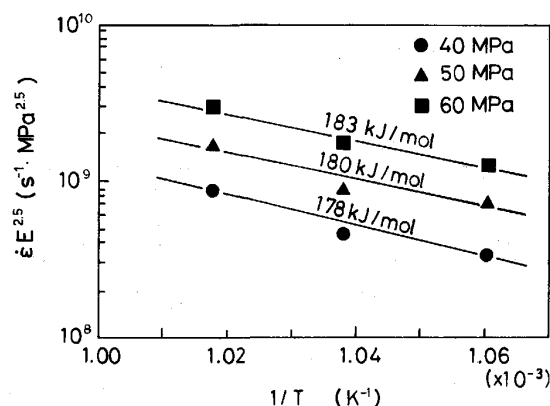


Fig. 6. Activation energy for plastic flow calculated from plots of modulus compensated strain rate as a function of reciprocal absolute temperature.

エネルギー $Q_{gb} \approx 170$ kJ/mol⁴⁾に近い値となつている。

一方、岡出ら¹¹⁾は加工熱処理により微細化したSUJ 2 (0.75 C-1.29 Cr) 鋼における超塑性変形の活性化エネルギーとして、本研究での値より大きい $Q \approx 195$ kJ/mol を報告している。このことは、本研究での m 値 (0.4) が岡出らの得た値 (0.33) より大きく、粒界すべりのみを変形を律速している時に期待される値 (0.5)²¹⁾に更に近いことに対応していると考えられる。すなわち、サイクル熱処理により微細化した本SUJ 2 鋼の超塑性変形に対する粒内変形の寄与は、加工熱処理によるそれより相対的に小さく、粒界すべりがより支配的になると判断できる。

なお、Fig. 5 より試験温度が一定でも、高歪み速度域において m 値が小さい領域の存在が認められる。この傾向は種々のUHC 鋼においても確かめられており、粒内すべり (転位クリープ) が変形を律速するためと考えられている⁴⁾¹¹⁾。

3.3 ころがり軸受寿命試験

800°C × 20 min の加熱保持後油焼入れし、さらに160°C × 1 h で焼もどした球状化材とサイクル熱処理材におけるころがり疲れ寿命についてワイブルプロットした結果をFig. 7に示す。いずれの試験片においてもプロットはほぼ直線で近似できる。これら直線の勾配 m_0 値が、球状化材およびサイクル熱処理材のそれぞれについて0.43 および1.23 であるので前者は初期故障型、後者は摩耗故障型の寿命形態をとると判断できる²²⁾。ワイブル分布における形状のパラメーターである m_0 値および尺度パラメーターである α 値を用いて次式により平均寿命 (MTBF) を算定した²²⁾。

$$MTBF = \alpha^{1/m_0} \Gamma(1/m_0 + 1) \dots\dots\dots (4)$$

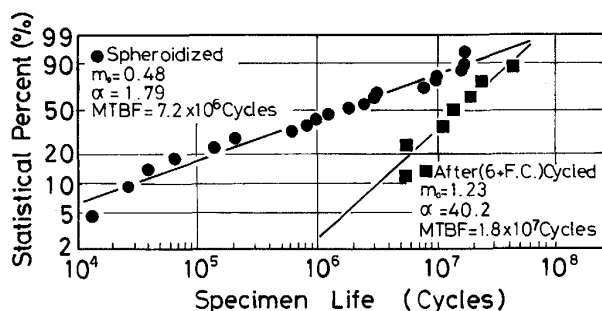


Fig. 7. Weibull plots of rolling contact fatigue life for SUJ 2 steel under constant loading condition.

サイクル熱処理材の平均寿命が 1.8×10^7 サイクル、球状化材のそれが 7.2×10^6 サイクルと予測できることから、サイクル熱処理が寿命の改善に有効であると結論できる。ころがり疲れ試験においては、表面でのピittingやはく離など摩耗の原因となる介在物の量が、寿命に大きく影響することが知られている¹⁴⁾。Photo. 1 に示したように球状化材では粒径 $1.5 \mu\text{m}$ 程度の大きな炭化物が含まれており、未溶解炭化物として残留した場合には摩耗の起点となる可能性が高い。このような粗大な未溶解炭化物量の相対的に少ないことが、サイクル熱処理材において寿命が延びたことに対する大きな理由として挙げられよう。

4. 結 言

サイクル熱処理法を適用した SUJ 2 鋼について組織、熱処理特性並びに機械的諸特性を調べることで以下に諸点を明らかにした。

(1) 球状化処理された SUJ 2 鋼 (球状化材) について、 1000°C での炭化物溶体化処理後、サイクル熱処理と焼もどし処理 (F. C. 処理) を施すことにより、さらに球状化した平均結晶粒径が約 $2 \mu\text{m}$ 以下のフェライト粒と約 $0.2 \mu\text{m}$ のセメンタイト粒からなる微細結晶粒組織とすることができる (サイクル熱処理材)。

(2) サイクル熱処理材を A_1 点直下の 710°C で、初期公称歪み速度 $1.67 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ で引張試験した結果、破断伸びが約 500%、歪み速度感受性指数 (m 値) 約 0.4、

および活性化エネルギー約 180 kJ/mol を得た。この塑性流動は粒界すべりが支配的な超塑性変形である。

(3) 球状化材は初期故障型、サイクル熱処理材は摩耗故障型のころがり疲れ寿命形態を示す。したがって、サイクル熱処理は平均寿命の改善に有効である。

終わりに本研究を行うにあたり、実験に御協力いただいた学部学生、石橋渡氏 (現(株)三豊製作所) に深く感謝の意を表します。

文 献

- 1) 小林 勝: 塑性と加工, 26 (1985), p. 232
- 2) J. WADSWORTH, J. H. LIN and O. D. SHERBY: Met. Technol., 5 (1981), p. 190
- 3) W. B. MORRISON: Trans. ASM, 61 (1968), p. 423
- 4) B. WALSER and O. D. SHERBY: Metall. Trans. A, 10 (1979), p. 1461
- 5) R. A. GRANGE: Trans. ASM, 59 (1966), p. 26
- 6) H. W. SCHADLER: Trans. Metall. Soc. AIME, 242 (1968), p. 1281
- 7) R. A. GRANGE: Metall. Trans., 2 (1971), p. 65
- 8) E. S. KAYALI, H. SUNADA, T. OYAMA, J. WADSWORTH and O. D. SHERBY: J. Mat. Sci., 14 (1979), p. 2688
- 9) 上正原和典, 本田徹郎: 三菱製鋼技報, 5 (1971), p. 30
- 10) J. WADSWORTH and O. D. SHERBY: J. Mat. Sci., 13 (1978), p. 2645
- 11) 岡出元宏, 時実正治, O. D. SHERBY: 鉄と鋼, 67 (1981), p. 2710
- 12) C. A. STICKELS: Metall. Trans., 5 (1974), p. 865
- 13) 古村恭三郎, 平川 清: NSK Bearing Journal, 638 (1979), p. 1
- 14) 高島和希, 上野 學: 鉄と鋼, 72 (1986), p. 1383
- 15) Y. HIROTSU and S. NAGAKURA: Acta Metall., 20 (1972), p. 645
- 16) Z. GLOWACKI and A. BARBACKI: J. Iron Steel Inst., 210 (1972), p. 724
- 17) 井上明久, 小倉次夫, 増本 健: 日本金属学会会報, 13 (1974), p. 653
- 18) W. A. BACKOFEN, I. R. TURNER and D. H. AVERY: Trans. ASM, 57 (1964), p. 980
- 19) D. A. WOODFORD: Trans. ASM, 62 (1969), p. 291
- 20) W. KÖSTER: Z. Metallk., 39 (1948), p. 1
- 21) C. M. PACKER and O. D. SHERBY: Trans. ASM, 60 (1967), p. 21
- 22) 真壁 肇: ワイブル確率紙の使い方 (1982), p. 23 [日本規格協会]