- 4) K. Terazawa, Study of Plasticity on Mild Steel (Kawaide Book Company, Tokyo, 1944), Chap. 3.
- 5) M. Watanabe and S. Goda, J. Japan Welding Society (1955), in printing
- 6) H. Nakanishi, "On the Yielding Point of Mild Steel," Rep. Aero. Research Inst., Vol. 6, p. 83 (1931-32).
- 7) J. H. Hollomon, "The Problem of Fracture," American Welding Society, p. 5 (1946).
- 8) G. I. Taylor and H. Quinney, "The Latent Energy Remaining in a Metal after Cold Working," Proc. Roy. Soc., A, Vol. 143, p. 422 (1934); A. Nadai and E. Davis, "Plastic Behavior of Metals in the Strain Hardening Range," J. App. Phys., Vol. 8, P. 205 (1937); M. Watanabe, "Plastic Study on Welding Joint," J. Japan Welding Society, Vol. 16, p. 268 (1947).
- 9) Nadaiによれば板状引張試片で平行部の幅と厚さの比が6ないし7より小さい場合, 試片軸に垂直に, 対称形をなしてクビレる A. Nadai, Theory of Flow and Fracture of Solids (McGraw-Hill Book Company, Inc., New York, 1950), Chap. 19, p. 319.
- 10) R. King and Bruce Chalmers Progress in Metal Physics 1 (Interscience Press., New York, 1949) Chap. 3, p. 138.

引張予歪耐熱鋼のクリープ特性に対する微視的説明 (第 4 報)*

— 過歪状態における金属の挙動 —

合 田 進**

Structural Interpretations on the Torsional Creep Characters of the Cold-Worked Heat Resisting Steel in Tension (Report 4)*

— Behaviors of over-strained metals —

By S. Goda**,

Abstract

In this report the structural interpretations are given for the torsional creep characters, especially the transition phenomenon of the increasing creep rate with the augment of prestrain, of prestrained heat resisting steels to various extent in tension at room temperature.³⁾ They are as follow:

1. Cells were observed more easily on the prestrained steels above the transition range. The structure was not prominent and not numerous of the transition range, and it was numerous but not prominent at heavy increasing of prestrain above the transition range.

2. Considering the creep caused by the formation of cell, the transition phenomenon can be interpreted by the results mentioned above. And the approximately constant creep rate after the transition seems to be the sequence of the cancel of the effects of the movement of more numerous dislocations, which is deduced by the increasing of the number of cell, and of the insufficient movement of dislocations to cellboundary, which is deduced by the obscure of the structure.

3. It can be comprehended by the difference of easiness on the formation of cell at two temperature groups that the equation,

$$\dot{\gamma} = K(\bar{p})^n$$

$$\bar{p} = \tau_0 e^{-Q/RT}$$

where K and n are the constants, $\dot{\gamma}$ is the creep rate, $\bar{p}$ is the shear stress, T is the absolute temperature, Q is the activation energy and R is the gas constant, is satisfied separately within the two groups of $[300^\circ\text{C}]$ and $[450^\circ\text{ and } 600^\circ\text{C}]$. The difficult formation of cell at latter temperature group is related with the comparative increasing of visible slip band and grain-boundary displacements for total creep strain.

4. The tendency to the reproduction of extinguished striation or, at least, the arrest of the extinguishment was observed from the X-ray diffraction photographs of prestrained steels to the transition range. It confirms the comparative easiness of the formation of cells. The striations, however, were not observed at heavy increasing of prestrain above the transition range because the size of cell was small and the recovery was not sufficient.

5. The formation of cells is associated with the undulation observed on the surface of prestrained

specimen and the easiness of the formation of cells in the prestrained steels above the ultimate-point-strain is deduced from the prominent undulation in those steels.

6. Recrystallization did not seem to play an important role in the characters of this experiment.

I 緒 言

最近筆者は金属の過大変形に関する研究を行い、特に引張試験における最大荷重点を変形様式に関する特異点とみなし、物理的意義を求めた。¹⁾ また最大荷重点まで塑性変形を行った材料の示す特性についても研究を進め、室温における振り予歪軟鋼および引張予歪耐熱鋼の高温振りクリープ試験を行った^{2), 3)}。これらの結果によれば材料を引張最大荷重点およびこれに相当する点すなわち歪硬化率の減少点ないし流れ模様の出現点近辺まで変形させれば、試片表面に関するクリープ速度が約2倍まで急激に増加し、この前後の予歪材では同一クリープ速度を示すと考えられる。

本研究はかゝる遷移現象について、まず引張予歪耐熱鋼のクリープ特性に対する微視的説明を試みたもので、最近回復現象として特に論議されている Polygonization ないし cell 形成の観点から考察を加えた。なお Polygonization ないし cell 形成は $Al^{4)}$, $Pb^{5)}$, $Zn^{6)}$ および $[Sn-Sb]^{7)}$, $Al-Al^{8)}$, $Fe-Si^{9)}$ 合金など多くの金属について観察されており、金属クリープに関する一般的現象といて差支えなく、さらに後述するごとくクリープ変形量の大部分はかゝる現象に関係づけられる。したがって本実験結果によってクリープ特性は充分説明されうものと考えられる。

II 試料および実験手順

常温において各種引張予歪を与えた小型中実丸棒試片を3時間振りクリープ試験後、試片平行部(長さ10mm, 半径5mm)をまずエメリーパーで予め軽く磨き、その後電解研磨を行った。電解研磨液には Jacquet 液を使用し、薄い軟鋼円筒を陰極とし、円筒の中心に適当な長さに切った陽極試料を縦に挿入、電解研磨を行った。その後1%硝酸アルコール溶液でよく深めに腐蝕し、試片表面の顕微鏡およびX-線による調査を行った。もちろん試片表面は平面ではないが、500倍率以上の顕微鏡で充分構造変化を調査することができる。X-線調査は試片表面のデバイ・シェラー廻折模様を円筒形フィルムに撮影し、廻折点ないし条痕について考察を加えた。この場合にも試片表面が円いため廻折環は様な幅を示さないが、結果に重大な影響を及ぼすものとは考えられない。なお調査はクリープ試片全部について行い、機械的クリープ特性と照合、疑わ

しい結果については同一試料について数回調査を繰り返し、結果を誤まらないよう努めた。

III 実験結果

1. 予歪材の機械的クリープ特性

予歪に伴うクリープ速度増大の遷移現象およびその他の機械的クリープ特性については既に前報で報告したが、これらの結果を微視的観点から説明するに便なるよう記述すれば次の通りである。すなわち実験は各種予歪耐熱鋼を300°, 450° および 600°C の各種温度において、比例限以下の試片表面における各種剪断応力下で3時間振りクリープさせた。なお使用耐熱鋼の化学成分は次の通りである。

C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Mo
0.12	0.29	0.46	0.018	0.007	0.16	1.02	0.34

得られたクリープ曲線ではすべて大体1時間後においてクリープ速度の減少は非常に小さい。よっていま1時間後におけるクリープ速度について予歪との関係を求めるに第1図のごとくなる。すなわち予歪量の小さい間はほぼ一定のクリープ速度を示すが、大体最大荷重点($\sigma = 65.3 \text{ kg/mm}^2$, $\epsilon = 0.15$)の予歪に達するとクリープ速度は急激に増加し、この後はほぼ一定のクリープ速度に落ち着く。換言すれば材料に予歪に対するクリープ速度増大の遷移現象が認められ、加工度に応じ大小2種のクリープ速度 $\dot{\gamma}_2$, $\dot{\gamma}_1$ のあることが知られる。たゞし図は本現象に対する一例を示したもので、温度300°C, 試片表面の剪断応力28.6kg/mm²なる場合である。

次にクリープ速度 $\dot{\gamma}_1$, $\dot{\gamma}_2$ と温度、応力間の関係について筆者は次のごとく総合的関係を提案した。

$$\dot{\gamma} = k(p)^n$$

$$p = \tau \cdot e^{-Q/RT}$$

たゞし $\dot{\gamma}$: クリープ速度, τ : 試片表面の剪断応力,

T : 絶対温度, Q : 活性化エネルギー,

R : ガス常数, K および n : 常数

Fig. 1 Relation between prestrain and creep rate at 300°C and 28.6kg/mm²

* 原稿受付 昭和30年12月18日

** 正員 八幡製鉄所技術研究所 Member, Technical Research Institute of the Yawata Steel Works

Photo. 1 Structural changes of prestrained specimens to various extent in tension followed by torsional creep at 300°C and 28.6 kg/mm² × 500. Prestrain : (a) 0, (b) 0.10, (c) 0.15, (d) 0.20, (e) 0.30, (f) 0.5, (g) 0.9

Photo. 2 Structural changes of prestrained specimens to various extent in tension followed by torsional creep at 600°C and 12.25 kg/mm² × 500. Prestrain : (a) 0.10, (b) 0.20, (c) 30, (d) 0.70

Photo. 3 Long and narrow cells near grain boundaries × 500

上式が成立するためには $\log \dot{\gamma}$ と $\log P$ が直線関係を満足することが必要である。いま実験資料について本関係を調査すれば第 2 図のごとくなる。すなわち 450°, 600°C の群と 300°C の群との 2 群に分れ、両群において $\dot{\gamma}_1, \dot{\gamma}_2$ いずれの場合にも直線関係が成立する。

2. 顕微鏡観察結果

温度 300°C、剪断応力 28.6 kg/mm² においてクリープさせた各種予歪試片に関する顕微鏡観察結果を写真 1 に示す。引張予歪 0.10 までは構造変化はあまり明瞭でないが、これ以上の予歪クリープ試片では矢印で示すごとく、多くの副結晶粒界がみられる。たゞし 0.15 予歪クリープ試片では副結晶粒は 0.20 予歪材ほど顕著でなく、数も少ない。かゝる構造変化を第 1 図と照合するに 0.15 予歪のものはクリープ速度増大の遷移域に相当する。なお本結果は各種温度応力下における予歪に対する遷移現象すべてについても認められる。しかし後述するごとく Cell 形成によってクリープ速度が大となるが、特に最大荷重点以上の予歪材において Cell 形成が容易であり、したがってクリープ速度増大の遷移現象が Cell 形成の観点から説明される。なお最大荷重点をはるかに超えるような予歪材では Cell は小さくまた構造は不明瞭となっている。この不明瞭は腐蝕による多くの凹りの跡にも影響されるが、さらに転位の大部分

が Cell 境界に達しえないことにもよると考えられる。もし Cell が小さいだけであれば Cell 形式のために多くの転位が移動し、遷移後においても予歪が大となるにつれクリープ速度は漸増しなければならない。しかし転位の移動が不充分であり、Cell 境界に達しえないものとすれば、必ずしもかゝる漸増は実現されず、実験結果に示されるごとく予歪が増大するものもほぼ一定のクリープ速度を示すことゝあろう。

次に第 2 図に示されるごとく 450°, 600°C の群と 300°C の群との 2 群に分れて直線関係が成立することは Cell 形成の難易によるものと考えられる。すなわち 450°, 600°C の構造は 300°C のものに比し不明瞭である。したがって上述のごとく Cell 境界への転位の移動は不充分であり、クリープ速度はパラメータ P の値が同一であっても小となる。写真 2 はこの一例として温度 600°C、応力 12.25 kg/mm² の場合を示したものである。(写真 1 と比較。)なお最大荷重点までの予歪材では 300°C および 450°, 600°C いずれの場合も構造は比較的不明瞭であ

Fig. 2 Relation between logarithms of creep rates $\dot{\gamma}$ and parameter P

Photo. 4 Debye-Scherrer 'diffraction photographs. a~g correspond to Photo. 1-a~1-g respectively

るが、観察に注意すれば 300°C の方が Cell 形成が比較的容易なことが知られる。

この構造が 450°, 600°C 群において不明瞭となる原因については Cell 形成速度および結晶粒界における粒の相対的移動あるいは Visible Slip Band などの全クリープ伸びに対する役割について考える必要がある。たとえば 450°, 600°C 群の応力はすべて 300°C 群のものに比し小さく、したがって Cell 形成速度は比較的小となるが¹⁰⁾、さらに結晶粒界移行が増大し、粒界の相対的移動が増すことが¹¹⁾予想される。また温度の高くなるほど Visible Slip Band のクリープ伸びに対する役割は大きくなる¹²⁾ことが報告されており、これらの原因のため同一クリープ速度であっても 450°, 600°C 群の Cell 形成のクリープ伸びに対する役割は 300°C 群の場合に比し小さく、構造も不明瞭になると解せられる。また同一群において同一クリープ速度を示す最大荷重点前および後の 2 予歪クリープ試片を比較するに最大荷重点前の試片の方が構造が不明瞭であるが、これも応力の低いためと推定される。

なお顕微鏡による副構造観察に際して、Cell が変形の初期に往々結晶粒界近辺に粒界に沿って細長く生じ、その後結晶粒を通じて見出されることが報告されているが^{10), 13), 14), 15)}、本実験結果においてもクリープ速度増大の遷移部近辺の予歪クリープ試片にかゝる Cell がしばしば観察されており、これは Cell 形成の初期を示すものと考えられる。写真 3 は温度 300°C、応力 28.6kg/mm² 予歪 0.20 なる場合で、上方の矢印はこれを示す。(写真 1-d の左方、上および下、写真 2-b の左方、中央矢印もこれを示す)。なおかゝる Cell 形成の原因としては結晶粒の相対的移動などのために粒界に沿う変形度が大となり、したがって試片表面のうねりの傾斜も大となることが考えられている¹⁵⁾。うねりと Cell 形成との関係については後節に詳論することとする。

3 X-線写真結果

写真 4 は写真 1 に示される予歪クリープ試片表面のデバイ、シェラー廻折写真を円筒形フィルムに撮影したもので

* もちろん温度との関連性についても考慮を払わねばならない。

ある。無歪クリープ試片にみられる若干伸びた廻折点は予歪の増大するにつれ条痕状となり、漸次消失し一様な黒面を示すにいたる。しかしさらに注意深く c, d, e の状態を観察するに c→d において消失した条痕が再現する傾向、あるいは少なくとも条痕の消失が

阻止される状態が認められ、次いで d→e において明瞭に条痕が消失する。周知のごとく多結晶金属における条痕の消失、出現は粒の大小、多少および結晶格子の完全性に、るものである。本実験における c 試片はクリープ速度増大の遷移予歪域内にあり、Cell 形成が始まっているが、なお予歪による格子の乱れの影響が大きく、a→b→c の順に連続した条痕消失過程がみられるものと考えられる。しかし c→d の過程においては Cell 形成はかなりの程度まで進行、格子は完全性を回復し、このため b→c および c→d の塑性歪が同一 (0.05) であるにもかかわらず条痕再現の傾向ないし条痕消失停止の状態がみられると思われる。

たゞし試料は短時間 (3 時間) クリープ試料であり、前節に記述せるとく結晶粒界における Cell 構造が d においてみられる点から考えても、回復が完成されたものとはいえない。また Cell の大きさもおお小さく、Wood ら¹⁶⁾のいわゆる平衡値には達していないと考えられる。これが条痕再現が単に傾向に止まり、あるいは条痕消失停止の状態を示す原因であると考えられる。なおさらに予歪が大となれば写真 1e-g にみられるごとく、うねりの跡が非常に多く観察され、Cell 境界も不分明である。したがって格子乱れは d の状態よりはるかに大きく、また Cell の大きさも小さいから、条痕は消失、廻折写真は一様な黒面を示すことになる。

なお本結果は 300°C 予歪クリープ材に関するものであるが、450°, 600°C においては上記 c→d→e に示される傾向は認められず、連続した条痕消失を示す。これは前節に記述せるとく 450°, 600°C 群において Cell 形成が容易でないことから理解できよう。

IV 論 議

以上予歪量増大に伴うクリープ速度増大の遷移現象およびその他の機械的クリープ特性について構造変化の観点から説明した。しかしクリープ速度増大の遷移現象は加工硬化の点から考えた時一見奇異に感ぜられる。実際 Wilms¹⁷⁾による純アルミニウムの引張クリープ資料では、クリープ曲線の初期において室温引張予歪量の大きなほどクリープ速度は小さい。しかし一方 Betteridge ら¹⁸⁾によれば純アルミニウムの捩りクリープ試験における 3 時間後のクリー

量は常温捩り予歪によって増加する。また単結晶アルミニウムについては50時間後にもクリープ歪が認められないにもかかわらず、僅かに捩り予歪を与えればクリープ歪が認められる*。Wilms の実験は引張予歪2.5および5%のみについて行っているに過ぎず、また彼自身断っているごとく、クリープ曲線中にみられるクリープ速度の減少は遷移クリープ現象によるものではない。しかるに筆者の3時間クリープ実験においては1時間後におけるクリープ速度を採用しているのであるが、耐熱鋼に関してはかゝるクリープ速度は定常クリープ速度を意味するものではなく、むしろ遷移クリープ現象と関係づけられるべきである。したがって Wilms の結果をもって本結果を批判するのは早計とわねばならない。

さて予歪材のクリープ中にみられる構造変化については最近2, 3の研究が行われている。すなわち Wood ら¹⁶⁾は引張クリープ予歪を与えた純アルミニウムをさらに高温で引張クリープ試験し、Wilms¹⁷⁾も室温引張予歪を与えた純アルミニウムの引張クリープ試験を行っている。しかしこれら結果の一般的説明を記述すれば次の通りである。すなわち予歪材の加熱のみによる回復では予歪による変形帯の歪みが除去され、この部分に比較的正常な格子域が形成される。しかしこの地域はこれ以上大きく成長せず、地域境界に再結晶核を生ずるにいたる。予歪材の高温クリープでは予歪によって非常に小さな副結晶を生ずるが、試験クリープによってかゝる副結晶とは無関係に粗い副結晶を生じ、次いで細い副結晶のあるものが他のものを喰って成長、結局細い副結晶が消失し、試験クリープ条件固有の素材副結晶の大きさまで成長し、平衡状態となる。しかし本報告における筆者の3時間クリープにおいては cell はかゝる平衡状態に達しているものとは考えられない。特に予歪量の非常に大きい場合には回復による Cell の形成さえ不十分で、Cell 間の喰い合いはまだ充分進行していない状態にあり、したがって小さな Cell が数多く存在することとなる。

次に Wood ら¹⁶⁾は変形後の加熱のみによる回復すなわち Polygonization と変形および加熱が同時に行われるクリープ中の Cell 形成とを区別している。すなわち X-線検査においては両者が同様の傾向を示すけれども、顕微鏡検査では Polygonization による副構造がより面に垂直な境界を示すのに対し Cell 形成ではこのようなより面に対する特別の関係がなく、さらに Cell 形成においてはよりが認められぬことを主張している。しかしこの区別は現在では不明になっている。たとえば McLean¹³⁾はいわゆる Visible

Slip Band 間に Fine Slip Band が存在し、これらが Cell 構造の白線の一部と認められるような線上で止まっていることを観察している。これは Cell 形成中によりが起り、転位が Cell 境界まで移動しそこで止まっていることを意味する。しかして彼によれば Visible Slip Band は Fine Slip の局部的に強烈になった物所に過ぎず¹²⁾、クリープ中の Cell 形成は Polygonization によって説明することができる。また彼は¹³⁾ Visible Slip Band による伸びは全クリープ伸びの $\frac{1}{2}$ ～ $\frac{1}{3}$ であり、また結晶粒界における変位は $\frac{1}{20}$ ～ $\frac{1}{40}$ に過ぎず、Fine Slip による伸びが全伸びの大体 $\frac{1}{2}$ まで占めることを報告している。しかも粒界変位も Polygonization と関連性を有する²¹⁾から、本報告に記述せるとき副結晶形成からクリープ特性が充分説明できるものと考えられる。

さて最大荷重点以上の予歪によって Cell 形成が容易になり、したがってクリープ速度が増大する原因について次に考察を行うこととする。このために変形中に研磨試片表面に生ずるうねりについて考えてみる。既に McLean¹³⁾は純アルミニウムの引張クリープ中に試片表面に網状の白線模様およびかゝる白線に連結しより帯に直角に位置するひだを観察している。しかしてこれらが表面の凹凸によるものと考え、前者が比較的小さな格子の傾きによるのに対し後者は大きな傾きによるもので、Cell 構造と共に Polygonization の証拠であると主張している。この場合 Cell 境界は表面うねりの山および谷に相当するわけで²²⁾、Ramsey¹⁴⁾が純亜鉛の引張クリープについて報告せるごとく、試片表面は Cell から Cell へと傾斜を示すこととなる。また Ramsey¹⁹⁾は純アルミニウムの常温引張試験における Kink Band に沿うて山と谷が平行に走り、Band の方向にも表面の傾斜に変化のあることを観察し、Kink Band の恢復と Cell 形成の間に密接な関係のあることを記述している。

いま平行なより面に反対符号の2つの転位が互に接近した場合を考えるに、これらの転位が通過し合うには

$$\tau = G\lambda/8\pi(1-\nu)h$$

G: 剪断係数, ν : ポアソン比, λ : Burgers ベクトル

h: 平行より面間の距離

以上の剪断応力を必要とし、これ以下の応力では転位は行詰り、よりを妨げる「節」を形成する。しかしてこの「節」部分においては結晶格子は廻転し²³⁾、これが試片表面近くで起れば、うねりを形成あるいは助長する原因となろう。また上記 Kink Band におけるごとく転位の移動が障碍物によって阻止され、転位が堆積される場合にうねりが形成される。しかしてかゝるうねりを最も一般的に理解しようとするれば、転位が試片外に解放されず、蓄積転位が Gifkins¹⁵⁾ らによって示されたような密度分布をしている場

* たゞし2%室温引張予歪では捩りクリープ歪は認められていない。なお本実験では無歪材と予歪材のクリープ速度比較について明確な結果が得られなかった。

Photo. 5 Structural changes in further annealing, for 3hr. at 600°C, specimens in Photo. 1×500. Prestrain : (a) 0.10, (b) 0.20, (c) 0.20, (d) 0.5

合を想像すればよい。(第3図参照) 筆者は既に前報において²⁰⁾の局部化がある変形段階(最大荷重点ないしこれに相当する歪硬化率の減少点)以上において著しくなることに触れたが、この場合転位が試片外に解放されず試片表面近くで蓄積されるならばうねりの状態は著しくなり、現象的には流れ模様が上記変形段階以上で観察されることとなる。この場合うねりにおける彎曲結晶格子の転位は多かれ少なかれ Cahn によって示される

ごとく²⁰⁾(第4図参照) 焼鈍によって移動し、Cell 境界を形成することとなる*。しかし Cell 間の方位差が一応この彎曲度の大きなものほど大きく、また急速に Cell を形成する²⁵⁾と考えれば、流れ模様の出現以上に予め変形された材料を焼鈍した場合、Cell 構造が比較的明瞭に観察されることとなる。かくて Ramsey の記述せるごとく²⁴⁾ 高温変形によって生ずる副構造が Kink Band あるいはうねりの形成と回復が同時に起る現象であると考えれば、本報告に示すごとく最大荷重点以上の予歪材で Cell 形成が比較的容易に観察され、これに基づいてクリーブ速度が増大することが理解される。

次にクリーブ中、副結晶が一旦形成されると材料が再結晶し難くなることが報告されてはいるが^{14), 15)}、本実験におけるクリーブ諸特性と再結晶との関係について検討しておく必要がある。このため本実験試料をさらに 600°C で 3 時間真空焼鈍した後に既述のごとく試片表面を再電解研磨、腐蝕し、表面を観察した。写真 5 は代表例として写真

Fig. 3 Schematic representation of the undulation by dislocation distribution

Fig. 4 Nature of polygonization (schematic) (a) as bent (b) annealed, the crosses represent excess positive dislocations

* 試片内部における彎曲格子について考えれば、内部においても同様の現象が起ると考えられる¹²⁾。

1 に示される試料に関する結果を示したものである。クリーブ速度増大に関する遷移域前の予歪材 (a) において結晶粒界の移行 (1) および粒界における再結晶 (2) が認められる。この現象は遷移域およびそれ以上の予歪

材についても同様である(写真 5-b 参照) がこれらの試料ではさらに Cell 境界においても再結晶が認められ、(写真 5-c 参照) またはうねりと考えられる位置に再結晶が観察される。(写真 5-d 参照) なおこれらの再結晶は既報²⁾の捩り予歪材の捩りクリーブ試料に明瞭に観察されるが、この結果については次回に報告の予定である。いずれにせよクリーブ試料をさらに 600°C で 3 時間焼鈍した場合に再結晶が認められるのであって、本実験におけるクリーブ諸特性に再結晶が大きな役割を果しているとは考えられない。

V 結 論

既に筆者は引張予歪耐熱鋼のクリーブ試験を行い、予歪に対するクリーブ速度増大の遷移現象その他の諸特性を見出したが、本研究ではさらに顕微鏡および X-線廻折写真結果を考察し、上記諸特性を説明することができた。結果および説明を要約すれば次の通りである。

1. 予歪が増大しクリーブ速度増大の遷移域以上になれば、副構造が比較的容易に観察される。たゞし遷移域においてはそれほど著しくなく、数も少ない。また遷移域以上予歪が大となれば構造は不分明となるが、同時に Cell の数が増加する。

2. Cell 形成によるクリーブを考えれば上記結果よりクリーブ速度増大の遷移現象が説明できる。なお遷移後クリーブ速度がほぼ一定を保つことは Cell の数の増大による多数転位の移動効果と Cell 構造の不透明によって知られるごとく転位の Cell 境界への移動不十分なる効果とが打ち消し合った結果と考えられる。

3. クリーブ式 $\dot{\epsilon} = k(p)^n$, $p = \tau \cdot e^{-Q/RT}$ を採用した場合本式が 300°C 群と 450°, 600°C 群の 2 群に分れて成立するのは 450°, 600°C 群の Cell 形成が 300°C 群に比し困難なためである。この原因としてはクリーブ伸びに対する結晶粒の相対的移動および Visible Slip Band の役割が比較的大きくなるためと考えられる。

4. X-線廻折写真では遷移域近辺の予歪材に消失条痕が再現する傾向あるいは少なくとも条痕消失阻止の状態が認められ、Cell 形成が比較的容易なことが知られる。たゞ

し遷移域をはるかに超える場合には格子の回復は充分でなく、また Cell が小さくなるため条痕は消失する。

5. 上記 X-線廻折写真結果は 450°, 600°C 予歪クリープ材では認められない。これは Cell 形成が 300°C のものより容易でないことから理解できる。

6. 再結晶が本実験諸特性に大きな役割を果しているとは考えられない。

7. Cell 形成は変形により試片表面のうねりと関係づけられる。しかしてこのうねりが最大荷重点以上の変形によって著しくなることから最大荷重点以上の予歪クリープ試片で Cell 形成の容易なることが理解される。

本研究は筆者が大阪大学において手がけ、その後本研究所でとりまとめたものである。なお実験実施にあたり有益なる忠告、援助を与えられた大阪大学、渡辺、岡田両教授、本所青木技師に対し深く感謝の意を表する次第である。

文 献

- 1) 渡辺, 合田, 西川「過歪状態における金属の挙動 (第 3 報)」, 昭和 30 年熔接学会誌印刷中。
- 2) 渡辺, 合田, 山田「過歪状態における金属の挙動 (第 1 報)」, 同上。
- 3) 渡辺, 合田, 林「過歪状態における金属の挙動 (第 2 報)」, 同上。
- 4) G.R. Wilms and W.A. Wood, J. Inst Metals, Vol. 75, p693 (1948-49); W.A. Wood and W.A. Rachinger, Ibid, Vol. 76, p. 237 (1949-50); W.A. Wood and R.F. Scrutton, Ibid, Vol. 77, p. 423 (1950); W.A. Wood, G.R. Wilms and W.A. Reehinger, Ibid,

- Vol. 79, p. 159 (1951).
- 5) R.C. Gifkins, Ibid, Vol. 79, p. 233 (1951).
- 6) A.H. Cottrell and Aytekin, Ibid, Vol. 77, p. 389 (1950).
- 7) W. Betteridge and A.W. Franklin, Ibid, Vol. 80, p. 147 (1951-52).
- 8) G.B. Greenough, Catherine M. Bateman and Edna M. Smith, Ibid, Vol. 80, p. 545 (1951-52).
- 9) C. G. Dunn and F. W. Daniels, Trans A.I.M.E., Vol. 191, p. 147 (1951).
- 10) D. McLean, J. Inst. Metals, Vol. 81, p. 287 (1952-53).
- 11) R.C. Gifkins, Ibid, Vol. 82, p. 39 (1954).
- 12) D. McLean, Ibid, Vol. 81, p. 133 (1952-53).
- 13) D. McLean, Ibid, Vol. 80, p. 507 (1951-52).
- 14) J.A. Ramsey, Ibid, Vol. 80, p. 167 (1951-52).
- 15) R.C. Gifkins and J.W. Kelly, Acta Metal. Vol. 1, p. 320 (1953).
- 16) W. A. Wood and J. W. Suiter, J. Inst. Metals, Vol. 80, p. 501 (1951-52).
- 17) G.R. Wilms, Ibid, Vol. 83, p. 427 (1954-55).
- 18) W. Betteridge, Ibid, Vol. 82, p. 149 (1954).
- 19) J.A. Ramsey, Ibid, Vol. 81, p. 61 (1952-53).
- 20) R.W. Cahn, Progress in Metal Physics, Vol. 3, p. 151, London (1950).
- 21) D. McLean, Ibid, Vol. 81, p. 293 (1952-53).
- 22) J.W. Kelly and R.C. Gifkins, Ibid, Vol. 82, p. 475 (1954).
- 23) A. H. Cottrell, Progress in Metal Physics, Vol. 1, p. 104 London (1949).
- 24) J.A. Ramsey, J. Inst. Metals, Vol. 81, p. 215 (1952-53).
- 25) R.W. Cahn, Progress in Metal Physics, Vol. 3, p. 171, London (1950).

T 型すみ肉熔接継手の曲り変形におよぼす外的拘束の影響*

— 熔接継手の収縮変形に関する研究 (第 6 報) —

渡 辺 正 紀** 佐 藤 邦 彦**

Effect of External Constraint on the Distortion in Tee-fillet Welded Joint*

— Shrinkage distortion in welded joint (Report 6) —

By M. Watanabe** and K. Satoh**

Abstract

In this paper we studied on the distortion of tee-fillet welded joint under external constraint. We considered two types of constraint such as shown in Fig. 1. Deflection of mother plate is approximately represented by eq. (1) (for Case 1) or eq. (7) (for Case 2), where δ_0 is angular change at the center of weld line and rectangular co-ordinates are taken as shown in Fig. 2 or Fig. 8. δ_0 is smaller than the angular change in free joint, δ_f , as shown in Fig. 3. (c. f. specimen No. 1 and No. 7). Relation between δ_0 and δ_f is obtained by energy method, and it is given by eq. (5), where C is a constant depending on the conditions of external constraint. (see eq. (6) for Case 1 and eq. (9) for Case 2.) Various experi-