

すなわち巨大炭化物の拡散活性化エネルギーはオーステナイト中の Cr のよりやや高く、拡散定数は Fe 中の Cr の拡散の場合よりやや低い傾向にあり、巨大炭化物の拡散消滅は、セメント分子結合より各組成原子が解離し、偏析部を伴う不純鋼材中を拡散する過程であるといえる。したがってその均熱拡散条件はもつとも拡散速度の遅い Cr の拡散によつて定まると考えられる。

また生産材ブルームへの適用試験を行なつたところ、実験室結果とほぼ一致し生産工程に適用して作業時間の著しい短縮をはかることができた。

なお連続鑄造ブルームは普通鋼塊に比べ均熱拡散条件がより低温度側短時間側で巨大炭化物の消滅をはかり得ることが明らかとなつたが、このことは連続鑄造ブルーム

での鑄造組織が微細でその結晶粒界に存在する巨大炭化物も小さく少ないことによると考えられる。

終りにこの研究を進める上で懇切なご助言をいただいた名古屋工業大学矢島悦次郎教授に深く感謝の意を表します。

文 献

- 1) 出口: 鉄と鋼, 38 (1952) 6, p. 406
- 2) 村上, 錦織, 初田: 金属の研究, 6 (1929), p. 313, 8 (1931), p. 81
- 3) 佐藤, 西沢: 日本金属学会誌, 19 (1955) 6, p. 385
- 4) 上野, 中島: 鉄と鋼, 43 (1957) 8, p. 818
- 5) W. SEITH: Diffusion in Metallen, (1955), p. 57
- 6) 邦武: 日本金属学会報, 3 (1964) 9, p. 466

熱間ねじり試験による鉄鋼の熱間加工性の評価に関する研究*

両 角 不 二 雄**

Study on the Evaluation of Hot Workability of Steels by Hot Torsion Tests.

Fujio MOROZUMI

Synopsis:

Occurrence of cracks in tube-making, particularly in piercing tube blanks, constitutes one of the important problems, and has been studied on its various aspects since many years; research efforts have also been made to find an effective method for determining the optimum working temperature, however, without any satisfactory result. It was seemed that the hot twisting test was a valid method for advancing these studies, but because the deforming mechanism in the course of twisting was not as yet clarified, the extent and scope of this validity were not considered to be sufficiently established. For this reason, the author developed a device capable of easily measuring not only the torque and the number of revolutions at fracture, but also the secondary stress in gauge direction caused by twists, and examined the twisting deformation patterns and importance of the secondary stress in determining the hot workability. In this way, the following conclusions were obtained.

(1) The secondary stress occurring in the course of twisting is the phenomenon accompanying shearing, and acts as tension at a temperature higher than the recrystallization temperature.

(2) There exists a certain relationship between the shearing strain (ϵ') and the absolute temperature (T_K) at which the secondary tensile stress appears within the range of austenite temperature examined.

$$\epsilon' = \epsilon_0 \cdot (T_K)^{-R}$$

It seem to us that there is a close relationship between this fact and the recrystallization of material.

(3) The intensity of secondary tensile stress (σ_t) is determined by strain (ϵ), strain rate ($\dot{\epsilon}$) and absolute temperature (T_K); and these correlation can be expressed in the equation.

$$\sigma_t = \log K \cdot (\epsilon^m \cdot \dot{\epsilon}^n \cdot T_K^A)$$

where m , n and A are the constants incidental to a particular material; n indicates the sensitivity to speed, A represents that to temperature.

(4) The patterns of deformation in hot working of steel can be generally classified into three types, in relation to the stress, the strain and the fracturing shape.

* 昭和35年4月, 36年10月本会講演大会にて発表 昭和41年5月20日受付

** 日本鋼管(株)技術研究所

(5) The relation of the coefficient of hot torsional working (ΔR) and the critical deformation (δ) in piercing can be expressed in following common equation.

$$\log \delta = \delta_0 + k \cdot \Delta R$$

where k and δ_0 are the constants incidental to a particular material.

(Received 20 May 1966)

Symbol used in the present papers	
τ Maximum shearing stress ($12/\pi d^3 \cdot M_b$) (kg/mm ²)	R_I } Shape of broken specimen R_{II} } R_{III} }
τ' Shearing stress at fracture point (kg/mm ²)	δ_I } Deformation of gauge length δ_{II} } δ_{III} }
σ_t Secondary tensile stress ($T/0.25\pi d^2$) (kg/mm ²)	R Constant for relation between ε' and T_K
σ_t' Secondary tensile stress at fracture point (kg/mm ²)	m Constant for strain in hot torsional deformation
T Axial tension (kg)	n Constant for strain rate in hot torsional deformation
T_1 Apparent axial tension (kg)	A Constant for temperature in hot torsional deformation
M_b Torque (kg-mm)	K Correction for m , n and A
ΔR Coefficient of hot torsional working (σ_t/τ)	k Constant for relation between δ and ΔR
R' Hot torsional ratio (σ_t'/τ')	R_A Gas constant
N Number of twist at fracture	C Coefficient of frequency
N' Number of twist	δ_0 Constant for piercing
N_m Modified number of twist (Number of twist when the secondary tensile stress show the maximum value)	k' Velocity constant
n_1 Number of twist secondary tensile stress initiation	
n' Number of void occurrences	
ε Shearing strain	
ε' Shearing strain until secondary tensile stress	
$\dot{\varepsilon}$ Strain rate (sec ⁻¹)	
t Time until secondary tensile stress initiation (sec)	
E Activation energy (cal/moi)	
T_K Absolute temperature (°K)	
Δl Deformation of gauge length (mm)	
V_H Hardening velocity	
V_S Softening velocity	
δ Critical deformation in piercing (%)	
ρ Specific gravity	
δ' Distribution of surface crack	
τ_I } Type of τ - N diagram τ_{II} } τ_{III} }	
σ_I } Type of σ_t - N diagram σ_{II} } σ_{III} }	

1. 結 言

熱間加工性は加工機械の消費動力と欠陥発生の2方面から考えられる。前者の仕事量は金属の内部抵抗または流動抵抗に打ち勝つために使われ、しかもこの流動抵抗は(1)応力の一般状態、(2)歪硬化の程度(したがって加工度)、(3)加工速度、(4)加工温度などの因子によつて支配される。後者の欠陥発生は非金属介在物を含めた金相学的要素すなわち材質に起因するので、当然歪、歪速度、温度に関係する。このように複雑な問題をもつ熱間加工性の研究は古くから行なわれ、金属材料の動的特性と静的特性の異なることがPRANDTL, DENTLERらによつて明らかにされて以来、高速変形の研究に対して関心もたれるようになった。A. NADAI¹⁾, 豊島²⁾らはこの目的のため回転式ハンマーをもつ引張試験機を用い、比較的広い範囲の歪速度を対象とし動的試験を行なつた。引張試験は局部収縮発生のため均一変形の加工度が限定されるので、小さい加工度での変形抵抗の測定にはよいが、実際の熱間加工のように大きい加工度での歪硬化、欠陥発生などの問題の解明にはあまり適しないように思われる。またこの方面の研究に多く用いられてきたものに落下衝撃試験があり、これはROBINが円柱の試験片を衝撃的に圧縮し加工性を知ろうとしたことに始ま

り、その後この研究を基礎とし *O. W. ELLES*³⁾, *W. L. KENT*⁴⁾らが加熱した円柱を用い圧縮率の測定を行なった。圧縮変形は力学的な解析が多く行なわれているため、高速変形を含む各種条件での変形抵抗も数多く測定されているが、この方法は引張変形と同様、均一変形の範囲が小さいことおよび歪速度一定で大きな変形を行なわせるには *E. OROWAN*⁵⁾の装置のように特別の工夫が必要である。ねじり試験は加速したフライホイールに試験片を瞬間的に連結し、その時の破断エネルギーなどを求めるもので、この方法により市原⁶⁾は高速ねじり現象について研究し、*C. L. CLARK*⁷⁾, *D. E. R. HUGHES*⁸⁾, *F. K. BLOOM*⁹⁾, 作井, 中村¹⁰⁾らは熱間加工性の研究を行なった。ねじり試験は高い速度を得ることが簡単であること、大きい歪まで原則として歪速度が一定であることおよび均一な大きい歪を得ることができるなど数々の特長を有しており、さらに得られる破断ねじり回数は継目なし製管加工における穿孔性をよく示すといわれ、これを用いての実験が古くからなされている。しかし多くの鋼種を用い検討すると、破断ねじり回数が常に熱間加工性を示すとはいえない¹¹⁾ように思われる。すなわち、ねじり破断した試験片について観察すると、鋼種によっては破断前すでに加工限度に達しているが、破断ねじり回数を対象とする在来法では亀裂の発生時期を知ることが困難で、多くの場合、加工限度を過ぎた状態を示す。このねじり加工限度は応力と歪の関係によつて定まるので、ねじり過程で発生する軸方向2次応力は、これらの検討対しきわめて重要な因子になることが予想される。高温における鋼にねじり力を加え軸方向の長さを拘束すると張力が発生し、この値は *D. E. R. HUGHES*¹²⁾によつてすでに示唆されたように熱間加工性と密接な関係にあることが考えられるが、その特性について検討した例はなく最近 *Л. Т. ТИМОЩУК, Н. ИСТРАТОВ*¹³⁾によつて軸力をねじり角の函数として表わすことが試みられたほかは、この種の研究はほとんどみられない。

以上述べたように、熱間ねじり試験は加工性の判定に有効な方法と思われるが、ねじり変形機構が明らかでないのでその有効性の程度および範囲は必ずしも確立されていない。このような理由から本研究は、従来ほとんど無視されてきた衝撃ねじり試験における軸方向2次応力に着目し、ねじり変形様式を調べ、その類似性について検討するとともに、穿孔加工における2次応力の重要性について考察したものである。

2. 実験方法

2.1 衝撃ねじり試験装置

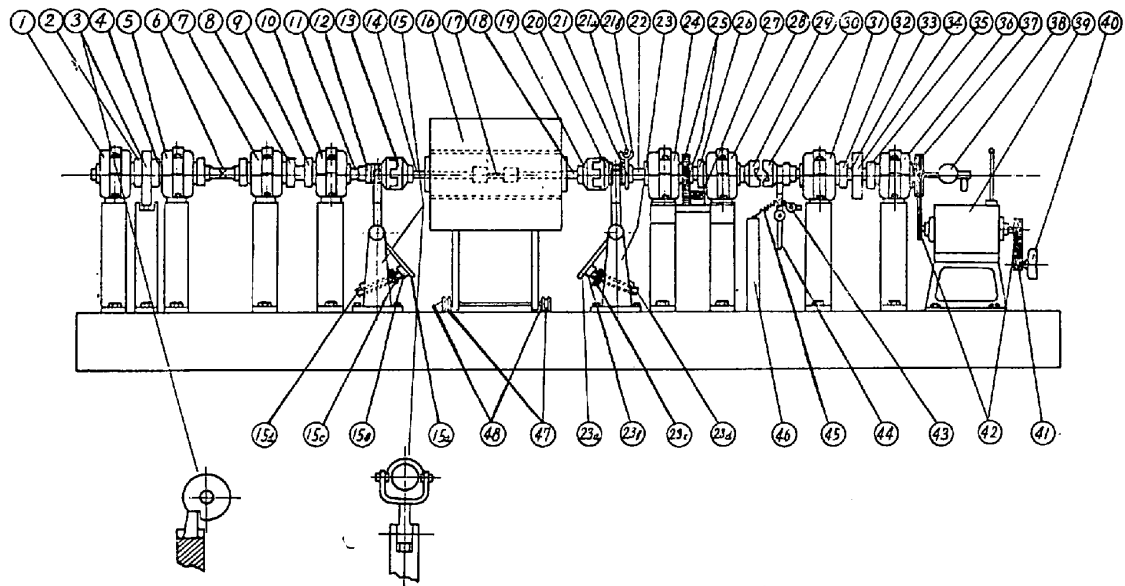
実験に用いたねじり試験機は別に報告¹⁴⁾したように全体の機構としては普通の試験機と大差ないが、剪断応力、破断ねじり回数のほか、試験中発生する軸方向2次応力が測定できるようにしたものである。多くの実験によると、高温で試験片を両端自由の状態ではねじると直径は増大し試験部以外で切断することが多くなるので、何らかの方法で張力をかけなければねじり試験は行なえないことが考えられる。いつぼう、この張力の大きさを求めるには、(1) 重錘または発条などを利用する方法と、(2) 試験片の両端を軸方向に固定し、自然に発生する力を適当な装置によつて測定する方法とがある。前者の方法によると試験部の全長や直径が変化するので、軸方向に与える力が異なつた実験の間のデータの比較は困難であると考えられる。しかし、後者の方法ではこのような欠点が除かれると思われるので、本機はこの方法によつた。Fig. 1 にこの研究に用いた試験機の全体図を示す。

試験装置のうち主要部分である試験片の軸方向2次応力測定装置は Fig. 2 に示すように、試験片の着脱装置をかね、応力の測定は試験片固定アーム③に貼布した針金歪ゲージを介して行なう。貼布位置は感度の高い点、取り付けの容易な点から試験片固定アーム③の可曲部を選び、実験の際は試験片保持具④を通して伝わる軸方向の力を曲げ応力として間接的に求めた。この際、問題となる可曲部と主軸のなす角度による誤差は試験片と保持具④との長さを一定とすることにより解決した。またこの装置として、最も必要となる張力の較正は計算によつても行なえるが、製作誤差の懸念があるので、あらかじめトルクを与えながらループダイナモメータにより張力を測り較正曲線を求めた。Fig. 2 でみられるようにトルクが加わっている状態で張力を伝えると、キー溝⑤の部分に摩擦損失が生じる。これらのことを考慮し、0, 50, 100, 200, 400 kg-cm のトルクを与えながら、引張力をオツシログラフに記録し検討した。この結果、直接試験片に加わる引張力 T は

$$T = T_1 + 0.1M_b$$

なる式から求められるとともに、再現性もよく、十分満足できることが確かめられた。ここに T_1 はオツシログラフから得られた引張力 (kg), M_b はその時のトルク (kg-cm) である。

いつぼう、トルクの測定は高い弾性係数をもつ丸棒の表面に 45° の角度をなすよう 2 枚の針金歪ゲージを交わせ接着、これをアクティブおよびダミー・ゲージとし、2ゲージ法によつた。また破断ねじり回数の測定は半輪形の永久磁石の磁界を約 5mH のハネカム・コイルが磁石の回転に伴ない横断するとき、励起する電圧を利



- Main body :
- ①, ⑤, ⑦, ⑩, ⑭, ⑲ : main shaft bearings
 - ②, ④, ⑧, ⑨, ⑳ : collars
 - ⑬, ⑮, ⑱, ⑳ : clutches (for feeding and removing specimen)
 - ⑳ : main shaft
 - ㉑ : clutch (for transmitting rotary power)
- Heating device :
- ⑮ : electric furnace
 - ⑰ : test piece
 - ⑱, ⑲ : specimen supports
 - ⑳ : rail for moving electric furnace
 - ㉑ : pulley for moving electric furnace
- Loading device :
- ③ : loading stopper
 - ④ : electromagnetic clutch
 - ⑪, ⑳ : bearings
- ㉒, ㉓ : collars
 - ㉔ : fly wheel
 - ㉕, ㉖, ㉗ : V type pulleys
 - ㉘ : change gear
 - ㉙ : motor
 - ㉚ : stopper
 - ㉛ : clutch transfer element
 - ㉜ : spring for transferring clutch
 - ㉝ : spring fixing bar
- Measuring device :
- ⑥ : torque measuring element
 - ⑱, ㉑ : tension measuring elements
 - ㉒ : twist revolutions measuring elements
 - ㉓, ㉔ : gear and counter for measuring twist revolutions
 - ㉕ : driving tachometer

Fig. 1. Hot torsion-test machine used in the present study.

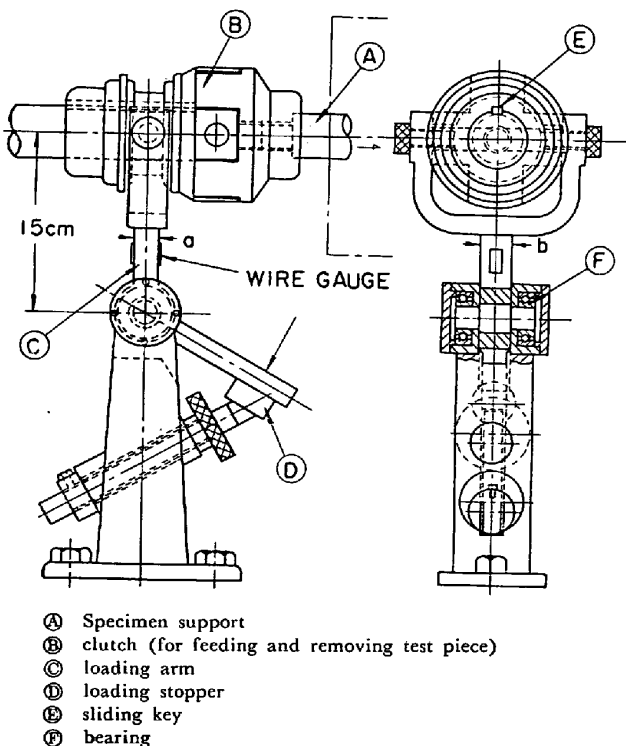


Fig. 2. Outline of secondary tensile stress measuring element.

用し、この出力を引張力およびトルクとともに電磁オシログラフH型振動子に直結し記録する方法を用いた。なお、これら測定装置の精度確認と同時に、加熱炉ならびに試験片の温度分布および試験片の酸化の影響などについて調べた。加熱炉および試験片の温度分布は本実験の範囲ではほとんど無視できる程度であり、試験片の酸化は大気中で試験した場合でも直径の変化にして0.02~0.06 mm程度で試験値に対する影響はきわめて少ないものと考えた。

2.2 試験片の形状

この研究に用いたねじり試験片の形状を Fig. 3 に示

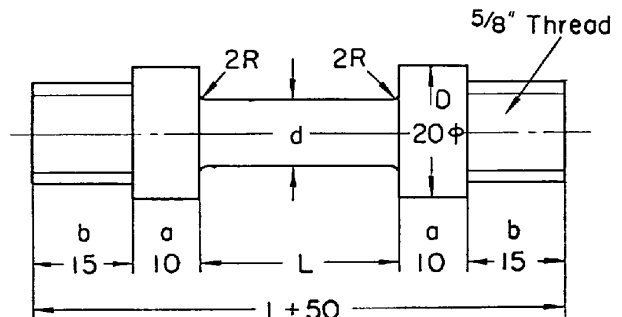


Fig. 3. Shape and size of the test piece.

Table 1. Chemical composition of tested steels. (wt%)

Specimen No.	Composition (%)								
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Nb
A-1	0.012	tr	0.03	0.007	0.009	—	—	—	—
A-2	0.017	〃	0.05	0.013	0.014	—	—	—	—
A-3	0.033	〃	0.04	0.010	0.004	—	—	—	—
A-4	0.04	〃	0.25	0.026	0.020	—	—	—	—
A-5	0.07	〃	0.42	0.018	0.017	—	—	—	—
A-6	0.09	0.17	0.42	0.018	0.017	—	—	—	—
A-7	0.10	tr	0.37	0.026	0.015	—	—	—	—
A-8	0.12	〃	0.38	0.072	0.015	—	—	—	—
A-9	0.12	0.02	0.40	0.026	0.017	—	—	—	—
A-10	0.13	0.20	0.47	0.015	0.010	—	—	—	—
A-11	0.14	0.23	0.48	0.011	0.021	—	—	—	—
A-12	0.15	0.04	0.36	0.004	0.026	—	—	—	—
A-13	0.15	0.14	0.47	0.015	0.019	—	—	—	—
A-14	0.15	0.21	0.44	0.031	0.019	—	—	—	—
A-15	0.16	0.54	1.49	0.015	0.016	—	—	—	—
A-16	0.24	0.29	0.52	0.020	0.018	—	—	—	—
A-17	0.27	0.20	0.40	0.015	0.030	—	—	—	—
A-18	0.39	0.21	0.65	0.007	0.016	—	—	—	—
A-19	0.40	0.55	0.77	0.009	0.015	—	—	—	—
A-20	0.43	0.27	0.68	0.015	0.017	—	—	—	—
A-21	0.45	0.26	0.86	0.021	0.018	—	—	—	—
B-1	0.14	0.23	0.53	0.017	0.011	—	1.04	0.55	—
B-2	0.11	0.34	0.55	0.011	0.007	—	2.31	0.90	—
B-3	0.15	0.37	0.44	0.012	0.013	—	2.25	1.10	—
B-4	0.11	0.35	0.44	0.043	0.016	—	5.11	0.46	—
B-5	0.10	0.76	0.51	0.019	0.003	—	7.07	0.51	—
B-6	0.12	0.44	0.48	0.008	0.006	—	8.58	0.94	—
B-7	0.13	1.00	0.45	0.025	0.025	—	9.00	1.00	—
C-1	0.04	0.56	1.56	0.014	0.016	10.03	18.16	—	—
C-2	0.04	0.70	1.22	0.014	0.009	10.16	18.24	—	—
C-3	0.05	0.70	1.79	0.032	0.010	10.69	18.29	—	—
C-4	0.04	0.72	1.37	0.015	0.007	11.43	18.60	—	—
C-5	0.07	0.58	1.68	0.014	0.010	13.91	22.58	—	—
C-6	0.05	0.58	1.68	0.013	0.015	19.96	24.57	—	—
D-1	0.08	0.36	1.18	0.021	0.011	9.10	18.32	0.48	—
D-2	0.05	0.51	1.03	0.032	0.012	8.66	17.90	0.20	—
D-3	0.07	0.46	1.19	0.024	0.005	9.02	18.09	0.27	—
D-4	0.04	0.29	1.53	0.015	0.005	10.72	18.45	1.14	—
D-5	0.06	0.31	1.51	0.020	0.007	13.69	17.52	2.31	—
E-1	0.09	0.50	0.82	0.012	0.015	—	10.71	—	—
E-2	0.09	0.41	0.78	0.013	0.015	—	12.24	—	—
E-3	0.09	0.39	0.72	0.012	0.016	—	12.87	—	—
E-4	0.15	0.66	0.99	0.018	0.016	—	10.83	—	—
E-5	0.15	0.65	0.95	0.018	0.015	—	11.83	—	—
E-6	0.15	0.59	0.95	0.016	0.017	—	12.91	—	—
E-7	0.19	0.64	0.64	0.027	0.017	—	10.94	—	—
E-8	0.19	0.60	0.64	0.028	0.018	—	11.80	—	—
E-9	0.18	0.54	0.61	0.029	0.018	—	13.15	—	—
E-10	0.07	0.38	0.58	0.020	0.009	0.34	16.32	—	—
E-11	0.06	0.42	0.53	0.033	0.010	0.28	17.10	—	—
E-12	0.10	0.34	0.81	0.025	0.014	0.11	17.54	—	—
E-13	0.18	0.80	1.40	0.018	0.005	0.15	24.43	—	—
F-1	0.10	0.20	0.30	—	—	8.50	—	—	—
F-2	0.10	0.20	0.50	—	—	8.50	—	—	—
G-1	0.05	0.30	1.61	0.011	0.008	11.34	17.46	0.09	0.43
G-2	0.03	0.31	1.75	0.020	0.012	12.14	17.54	1.10	0.47
G-3	0.07	0.67	1.51	0.016	0.015	10.85	17.54	0.14	0.71
H-1	1.03	0.48	0.99	0.016	0.009	0.23	1.05	—	—

す。各部分の寸法は(1)試験機の容量,(2)試験速度(歪速度),(3)試験精度,(4)試験材の大きさ,(5)機械加工の難易などの因子を考慮し定めた。このうち、肩部の直径(D)を20mm,肩部の長さ(a)を10mm,ねじ部の長さ(b)を15mmに一定したが、試験部の寸法は実験目的に応じて、直径(d)は4~10mm,平行部の長さ(L)は20~50mmと変化した。

2.3 実験材料

研究に用いた試料は Table 1 に示す炭素鋼,低合金鋼および合金鋼で,合計 58 種類である。

3. 熱間ねじり試験の実験結果と考察

すでに緒言で述べたように,ねじり過程で発生する軸方向2次応力は熱間加工性の検討に対し無視できない重要因子と考えられたので,その挙動からねじり変形様式を分類するとともに,継目なし製管加工における穿孔性が

ねじり試験によつて予知できる理由などについて,つぎの実験から考察した。

3.1 熱間のねじり変形に伴なう軸方向2次応力の挙動

3.1.1 2次応力の発生とその時期

炭素鋼 A-9, 18-10 ステンレス鋼 D-4 および18-12 Nb ステンレス鋼 G-2 を用い,試験部の直径を8mm,長さを30mmとしねじり試験を行ない,ねじりによつて発生する軸方向2次応力と温度の関係について検討した。実験におけるオツシログラフ記録例をPhoto. 1 に示す。トルク,軸方向2次応力はねじり回数に対し一般に Fig. 4 に示すような変を化する。図に示すように,ねじり変形がある値に達すると,圧縮から引張りの軸方向の力が発生する。

炭素鋼 A-9 に対しては常温から 1300°C の範囲を, 18-10 ステンレス鋼 D-4 に対しては 400°C から 1300°C の範囲を,また 18-12 Nb ステンレス鋼 G-2 に対

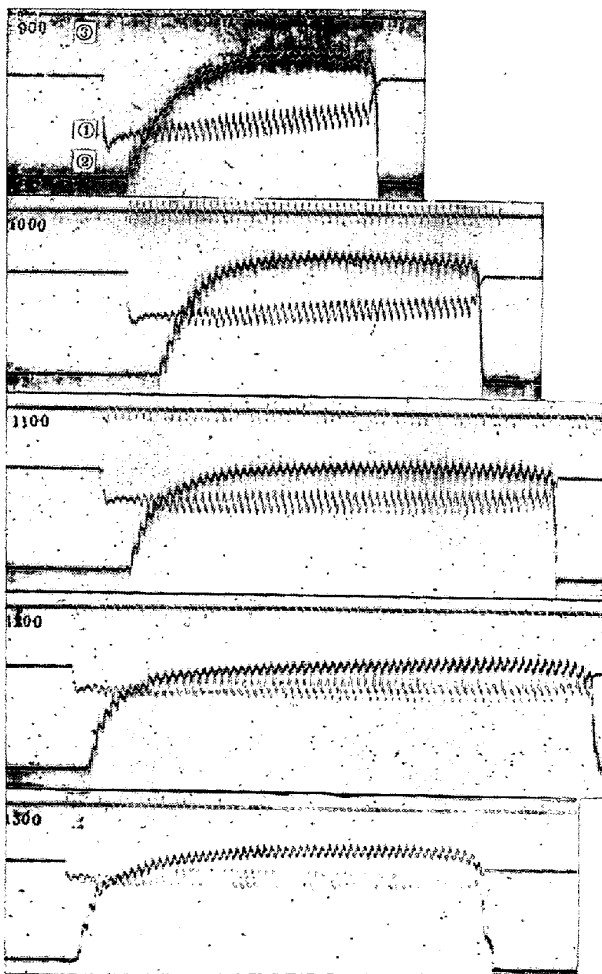


Photo. 1. Example of recording of torque ①, secondary tension ② and fracturing revolution ③ in carbon steel. (Test temperature 900°~1300°C, strain rate 3.5 sec⁻¹)

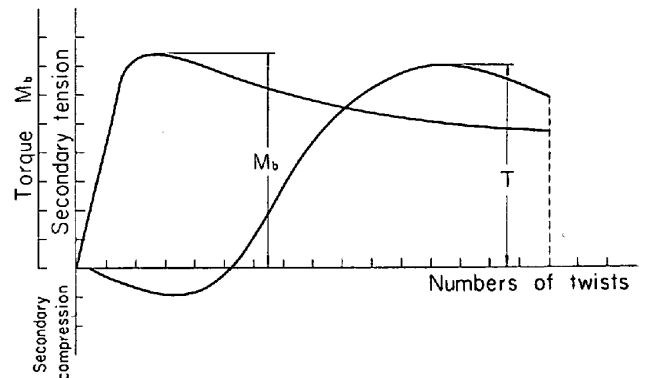


Fig. 4. Schematic illustration of relation between numbers of twists and changes in torque and secondary tension (or compression).

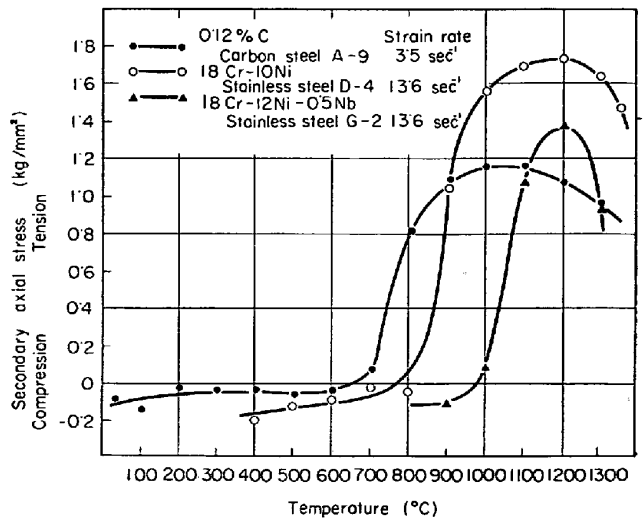


Fig. 5. Relation between secondary axial stress and test temperature. Test piece size 8φ × 30

しては 900°C から 1300°C の範囲をそれぞれ対象として 2 次引張応力が発生しはじめる温度域について観察した。なお、使用した炭素鋼 A-9 は 900°C × 30 min 加熱・炉冷の焼なまし処理を、18-10 ステンレス鋼 D-4 と 18-12 Nb ステンレス鋼 G-2 は 1045°C × 40 min 加熱・水冷の溶体化処理を施したものを用いた。

Fig. 5 に実験より求めた軸方向 2 次応力の試験温度に対する変化を示す。図から明らかのように試験片がねじり変形をうけると、剪断応力とともに高温側では引張り低温側では圧縮の 2 次応力が発生し、この応力の大きさは鋼種と温度によって異なり、また 2 次引張応力が発生しはじめる温度(変移温度)も鋼種によつて相異がある。すなわち、炭素鋼 A-9 の変移温度は約 650°C であり、この温度を境とし低温側では圧縮、高温側では引張応力が生じ、2 次引張応力は変移温度以上、温度の上昇とともに急激に増加し、1000°C 付近で最高を示すが、さらに高い温度になると逆に減少する。いつぼう、18-10 ステンレス鋼 D-4 ならびに 18-12 Nb ステンレス鋼 G-2 の変移温度はそれぞれ 780°C および 970°C 付近であつて、これらの温度以下では圧縮、以上では引張応力が生じ 2 次引張応力の最大値はいずれも 1200°C 付近である。なお、3 鋼種のうち化学組成から広い熱間加工域をもつと考えられる炭素鋼 A-9 の変移温度は最も低く、また狭い加工域をもつと思われる 18-12 Nb ステンレス鋼 G-2 の変移温度は最も高い。

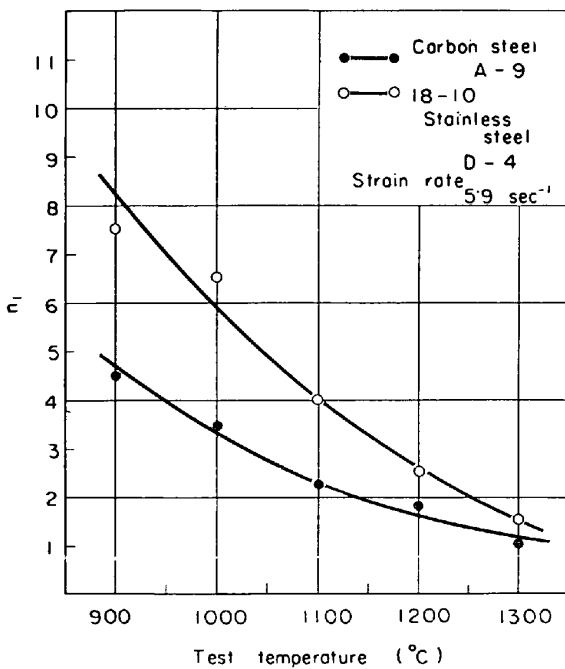


Fig. 6. Relation between numbers of twists until secondary tensile stress initiation (n_1) and test temperatures.

つぎに、同じ炭素鋼 A-9 および 18-10 ステンレス鋼 D-4 を用い 2 次引張応力が発生しはじめるねじり回数と温度の関係について検討した結果を Fig. 6 に示す。この応力が発生しはじめるねじり回数は鋼種と温度に依存し、同一鋼種では温度が高くなるほど少ないねじり回数(剪断歪)でも発生する。

また 2 次引張応力の発生時期と歪速度の関係は Fig. 7 のように、対象とした歪速度範囲 (1.4~42.5 sec⁻¹) では、発生しはじめるねじり回数は、歪速度の増加に伴な

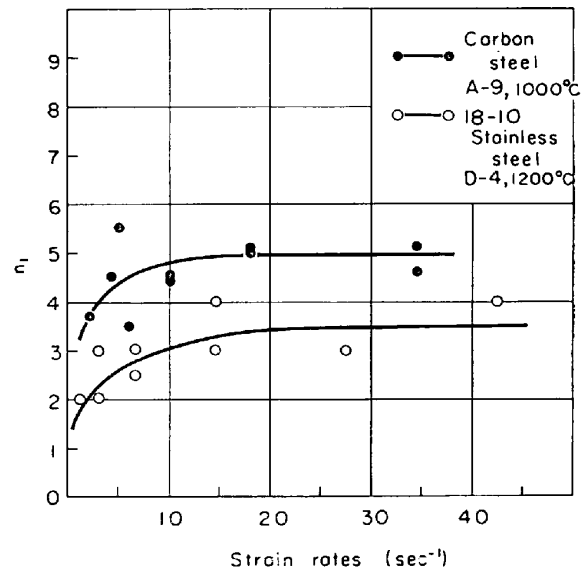


Fig. 7. Relation between numbers of twists until secondary tensile stress initiation (n_1) and strain rates.

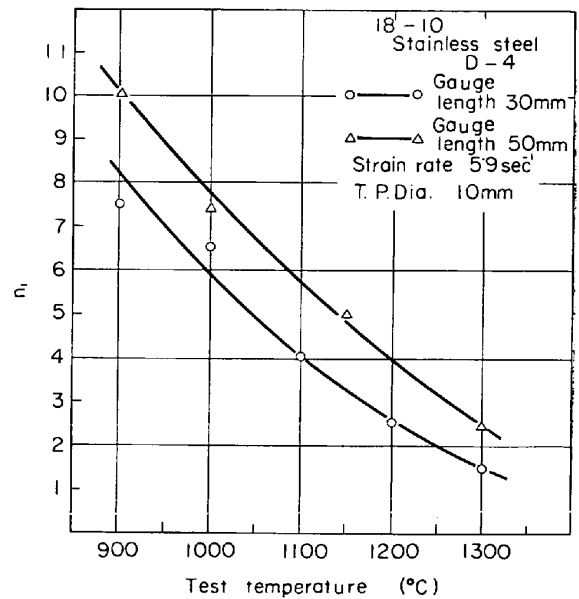


Fig. 8. Relation between numbers of twists until secondary tensile stress initiation (n_1) and temperatures with various gauge length of test piece.

い増加し、約 20 sec^{-1} 以上ではほとんど一定となる。

つぎに、18-10 ステンレス鋼 D-4 を用いて、2次引張応力の発生時期と試験片形状の関係について検討した。結果は Fig. 8 および Fig. 9 に示す。これらの図から明らかのように直径が一定の場合は、試験部の長さが短いほど早く発生し、長さが一定の場合は直径が細いほどこの発生時期は遅い。したがって2次引張応力は試

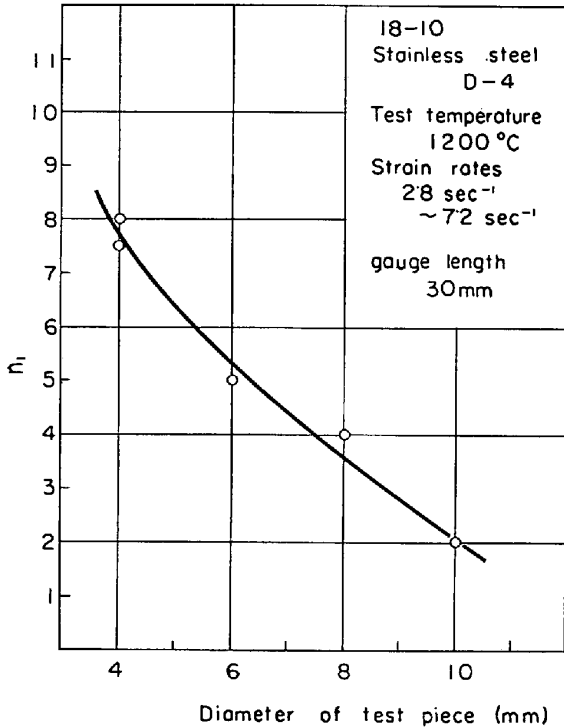


Fig. 9. Relation between numbers of twists until secondary tensile stress initiation (n_1) and diameter of test piece.

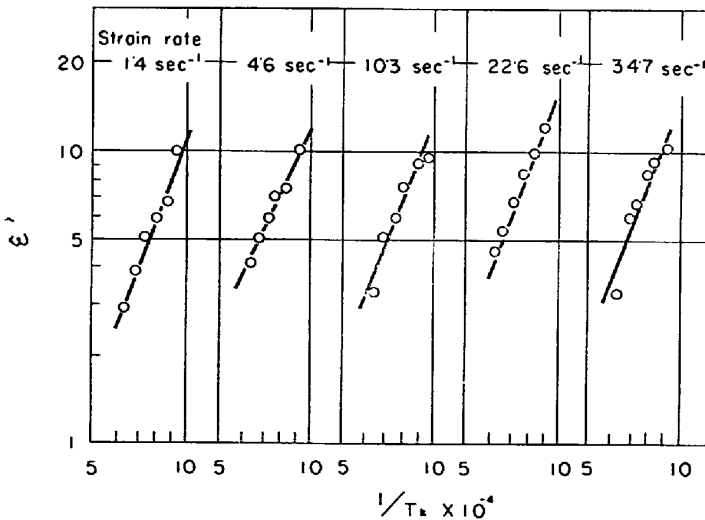


Fig. 10. Relation between strain until secondary tensile stress initiation (ϵ') and test temperature. ($1/T_K^\circ$) (0.24% C carbon steel, A-16)

Table 2. R and ϵ_0 values in austenite temperature range at strain rate $1.4 \sim 34.7 \text{ sec}^{-1}$.

Specimens	R	ϵ_0
0.12% C Carbon steel A-8	2.50~2.85	1.70 ~ 3.50×10^9
0.24% C Carbon steel A-16	2.69~2.80	1.56 ~ 3.84×10^9
0.43% C Carbon steel A-20	1.74~1.82	1.60 ~ 2.84×10^6
18Cr-10Ni Stainless steel C-2	4.36~4.70	1.20 ~ 2.55×10^{14}

験部がねじり加工をうけ塑性変形し、その変形量(剪断歪)が温度によつて定まる値に達したとき、これに対応して現われる応力と考えられる。これらに関し2次引張応力が発生しはじめる歪(ϵ')と試験温度(絶対温度 T_K)の関係を、歪速度 $1.4 \sim 34.7 \text{ sec}^{-1}$ において、炭素鋼 A-8, A-16, A-20 および 18-10 ステンレス鋼 C-2 を用い検討した。代表例として、炭素鋼 A-16 の結果を Fig. 10 に示す。いずれの実験においてもオーステナイト域では、つぎの関係がほぼ成立した。

$$\epsilon' = \epsilon_0 \cdot (T_K)^{-R} \dots\dots\dots (1)$$

ここに R および ϵ_0 は材質による定数であつて、これらの値を Table 2 に示した。

いま、化学反応速度と温度の関係において、反応の速度恒数を k' 、絶対温度を T_K 、活性化エネルギーを E 、気体恒数を R_A 、頻度係数を C とすれば、ARRHENIUSの式は

$$\ln k' = \ln C - E/R_A T_K \dots\dots\dots (2)$$

であらわされ、さらに $R_A = 1.988 \text{ cal}/^\circ\text{K}$ を代入し常用対数に直すと

$$\log k' = \log C - E/4.574 T_K \dots\dots\dots (3)$$

となる。いつぼう、(1)式から2次引張応力が発生するまでの時間 t と試験温度(絶対温度) T_K の関係を導びくと、両者の間に直線的の関係があるので、この2次引張応力が発生するまでの時間 t を(3)式の k' に比例する量と考えると

$$-\log t = \log C - E/4.574 T_K \dots\dots\dots (4)$$

なる関係が得られる。Fig. 11 には炭素鋼 A-16 の実験より求めた t と $1/T_K$ の関係を示した。これらの関係から活性化エネルギーを求めると、本実験の歪速度の範囲では $E = 7000 \sim 7590 \text{ cal/mol}$ なる値が得られる。図にはまた武田の再結晶の実験結果¹⁵⁾を記入してある。同氏の実験の加工度と活性化エネルギーの関係を求め、本実験の2次引張応力が発生するまでの歪量へ外挿すれば、これらの値はよく一

Table 3. Activation energy of steel specimens at strain rate $1.4 \sim 34.7 \text{ sec}^{-1}$.

Specimens	Activation energy E cal/mol
0.12% C Carbon steel A-8	7000~7900
0.24% C Carbon steel A-16	7000~7590
0.43% C Carbon steel A-20	4440~4550
18Cr-10 Ni Stainless steel C-2	9580~13100

致した。またその他の鋼種における Table 3 に示した同様の実験より求めた活性化エネルギーよりして、2次引張応力の発生は再結晶ときわめて密接な関係にあることが確かめられる。

3.1.2 軸方向2次応力と変形条件の関係

Table 1 の全鋼種を対象とし、試験温度 $800 \sim 1300^\circ\text{C}$ および歪速度 $1.4 \sim 34.7 \text{ sec}^{-1}$ の範囲において、発生した2次引張応力と最大剪断応力ならびに破断ねじり回数について検討した結果をそれぞれ Fig. 12 および Fig. 13 に示す。

2次引張応力と最大剪断応力の間には一定の関係は認めたいが、破断ねじり回数との間には正の相関性が存在し、破断ねじり回数が多いほど2次引張応力は大きい。このように2次引張応力が最大剪断力と関係が少なく、むしろ破断ねじり回数と密接な関係にあることについては、これら2つの応力の発生と、その後の歪の増加に伴う応力の挙動によつて容易に理解できる。すなわち、剪断応力はねじり作用によつて生じ、その初期（ねじり回数で0.5~1.0程度）で最大値を示すので、ねじり回数との関係は比較的少ない。しかし、2次引張応力は後述のように剪断応力が最大値を示してのち発生し、その値は歪の増加に伴い増大する。したがって一部の鋼種を除き、2次引張応力と破断ねじり回数（歪の最大値）の間には最大剪断応力より強い相関性が存在する。

以上述べたごとく2次引張応力は試験片の歪量と関係

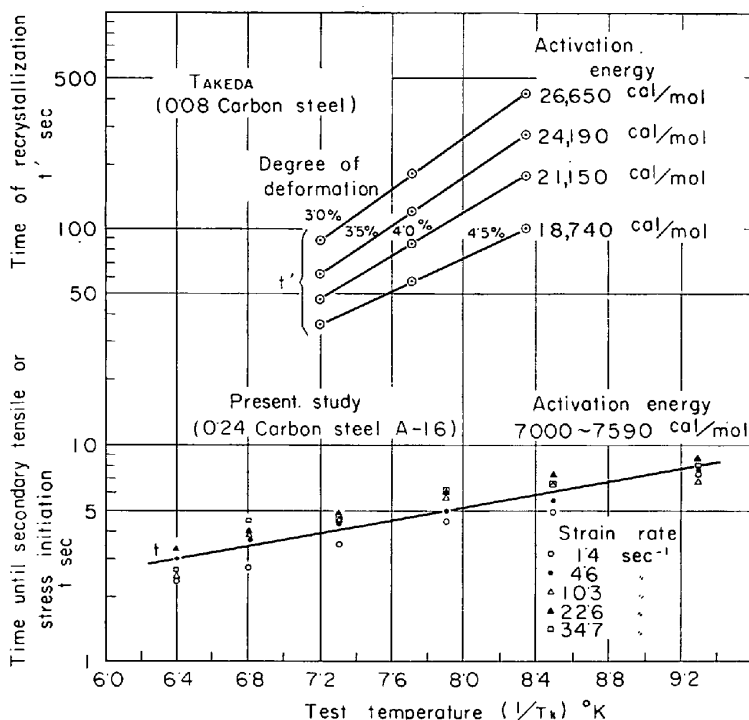


Fig. 11. Relation between test temperature and time of recrystallization (t'), time until secondary tensile stress initiation (t).

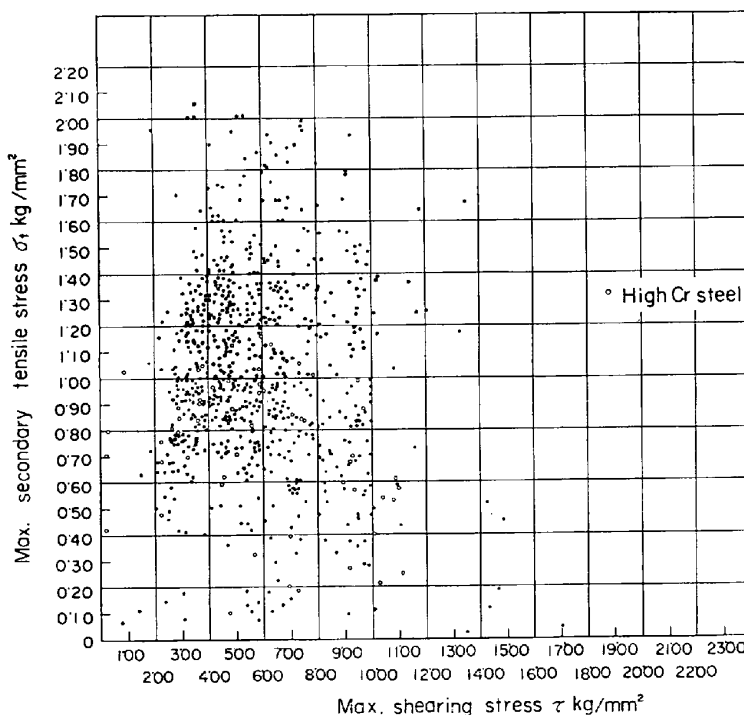


Fig. 12. Relation between maximum secondary tensile stress and maximum shearing stress in 58 kinds of steel tabulated in Table 1.

が深い。そこで炭素鋼 A-16, A-18 および 18-10 ステンレス鋼 D-1 を用い、試験部の直径と長さを一定 ($8 \text{ mm } \phi \times 20 \text{ mm}$) とし、2次引張応力の大きさと歪、歪

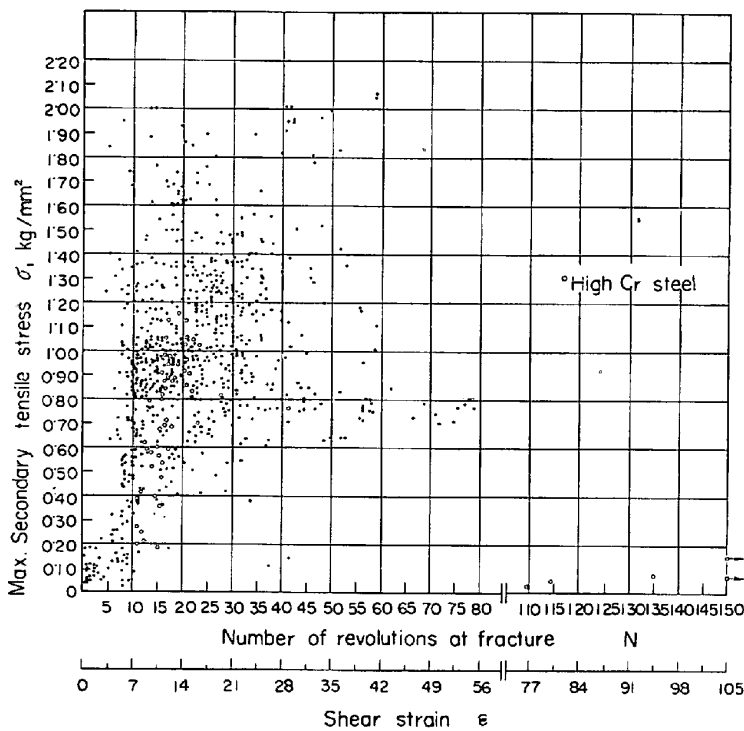


Fig. 13. Relation between secondary tensile stress and number of revolutions at fracture in 58 kinds of steel tabulated in Table 1.

Table 4. *m*, *n* and *A* value of steel specimens.

Specimens	<i>m</i>	<i>n</i>	<i>A</i>
0.12%C Carbon steel A-8	1.050	0.100	1.385
0.24%C Carbon steel A-16	1.180	0.090	1.320
0.43%C Carbon steel A-20	1.135	0.072	1.096
18Cr-10Ni Stainless steel C-2	0.675	0.102	1.083

速度および温度の関係についてさらに詳細な検討を行なった。

1) 2次引張応力と歪の関係

得られた結果のうち Fig. 14 には、代表例として炭素鋼 A-16 について、いろいろの温度および歪速度における 2次引張応力と剪断歪の測定結果を示す。図から明らかのように、ねじり変形によつて生じる 2次引張応力 (σ_1) は対数歪 ($\log \epsilon$) と直線関係にあつて、歪速度の大きいほうが、歪の大きい範囲まで直線関係がありかつ直線の勾配も大きい。この直線部分については、次式が成り立つ。

$$\sigma_1 = \sigma_1 + m' \log \epsilon \dots\dots\dots (5)$$

2) 2次引張応力と歪速度の関係

Fig. 14 を同一歪の場合の 2次引張応力と歪速度の関係で示すと Fig. 15 のようになる。図からみられるように材料が一相を示す温度域の実験では、2次引張応力 (σ_1) は歪速度 ($\log \dot{\epsilon}$) が増加するにしたがい増大し、次式が成り立つ。

$$\sigma_1 = \sigma_2 + n' \log \dot{\epsilon} \dots\dots\dots (6)$$

なお、800°C における 2次引張応力が歪速度 34.7 sec^{-1} で著しく高い値を示すのは、高い速度の変形によつて試験片が発熱し (実測によると 100~150°C)、そのために試験片に相変化 ($\alpha + \gamma \rightarrow \gamma$) が生じたためと思われる。このときの 2次引張応力の値がオーステナイト域における値にほぼ等しくなることから上述のことが容易に理解できる。

3) 2次引張応力と温度の関係

Fig. 14 を書き替えて、2次引張応力と温度との関係をいろいろの歪および歪速度のもとにおいて比較した結果を Fig. 16 に示す。図によると材料が一相を示す温度域では、比較的低い歪速度 1.4 sec^{-1} を除けば、2次引張応力 (σ_1) と絶対温度の逆数 ($\log 1/T_K$) とは直線

関係にあつて、次式が成り立つ。

$$\sigma_1 = \sigma_3 + A' \log T_K \dots\dots\dots (7)$$

したがつて以上求めた (5), (6), (7) 式より、2次引張応力と歪、歪速度、温度の関係は、つぎの一般式によつて示すことができる。

$$\sigma_1 = \log K \cdot (\epsilon^m \cdot \dot{\epsilon}^n \cdot T_K^A) \dots\dots\dots (8)$$

ここに *m*, *n*, *A* は材質による定数で、*n* は速度に対する感受性をあらわし、*A* は温度に対する感受性をあらわす。これらの値を Table 4 に示した。

3.1.3 ねじり破断における軸方向 2次応力の挙動と分布

破断時の 2次引張応力の挙動を明らかにするため、炭素鋼 A-9, 18-10 ステンレス鋼 D-4 および 18-12Nb ステンレス鋼 G-2 を用い、試験片の破断点における剪断応力 (τ') と 2次引張応力 (σ_1') をオツシログラフの記録上から求め、両者の比 (σ_1'/τ' , これを *R'* で示す) と試験温度の関係について検討し Fig. 17 の結果を得た。このように *R'* の値が温度の上昇につれて急激に増大するのは、高温になるほど剪断変形抵抗が減少するが、その減少をはるかに越えて 2次引張応力の値が大きくなるのが主な原因である。

つぎに 2次引張応力の試験片断面の分布を調べるために 18-10 ステンレス鋼 D-4 を用い、内径を変化させた中実および中空試験片を対象として検討した結果を

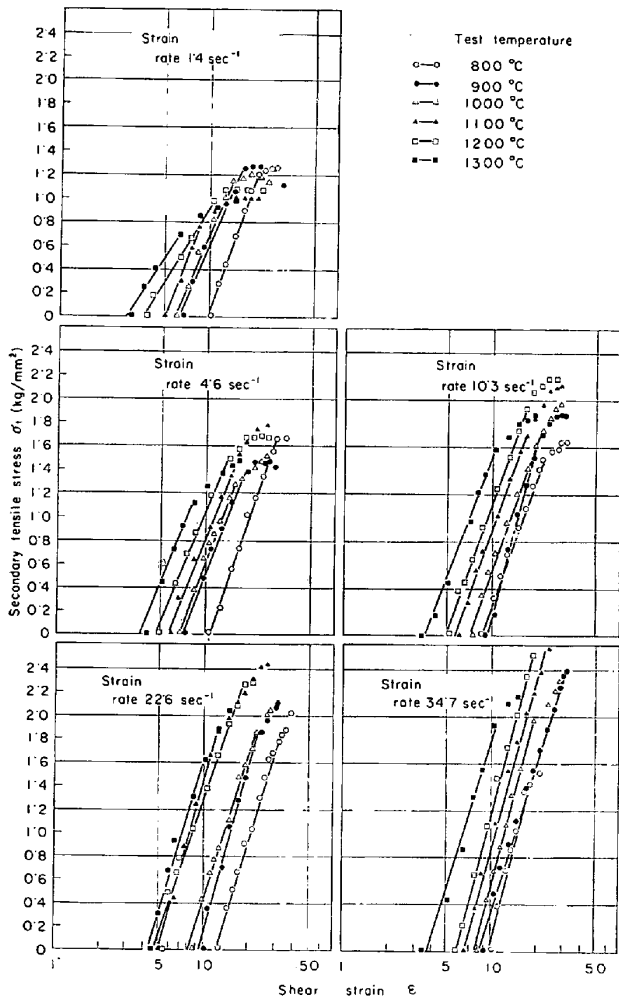


Fig. 14. Relation between secondary tensile stress and shear strain. (0.24% carbon steel, A-16)

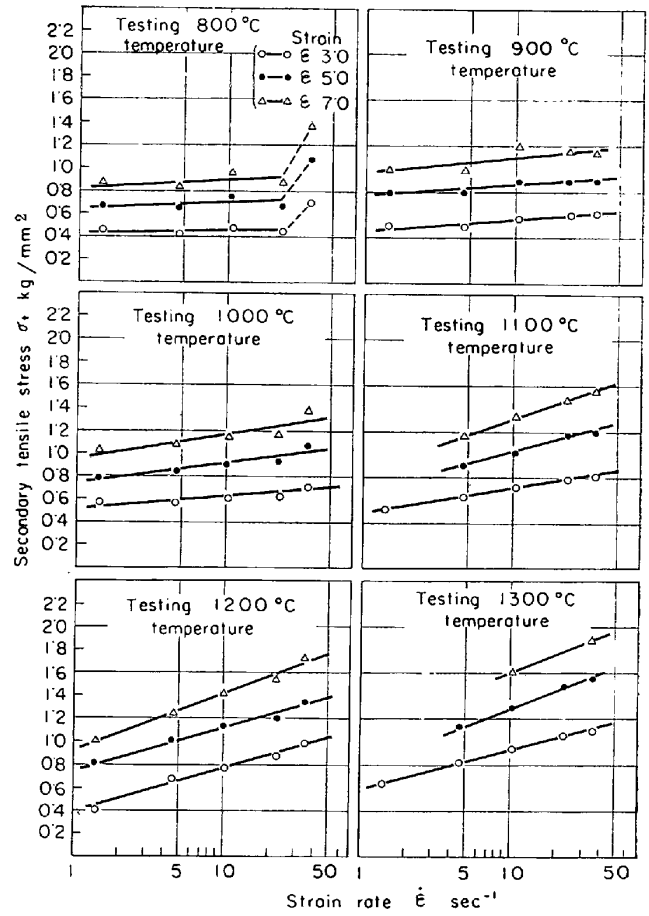


Fig. 15. Relation between secondary tensile stress and strain rate. (0.24% carbon steel, A-16)

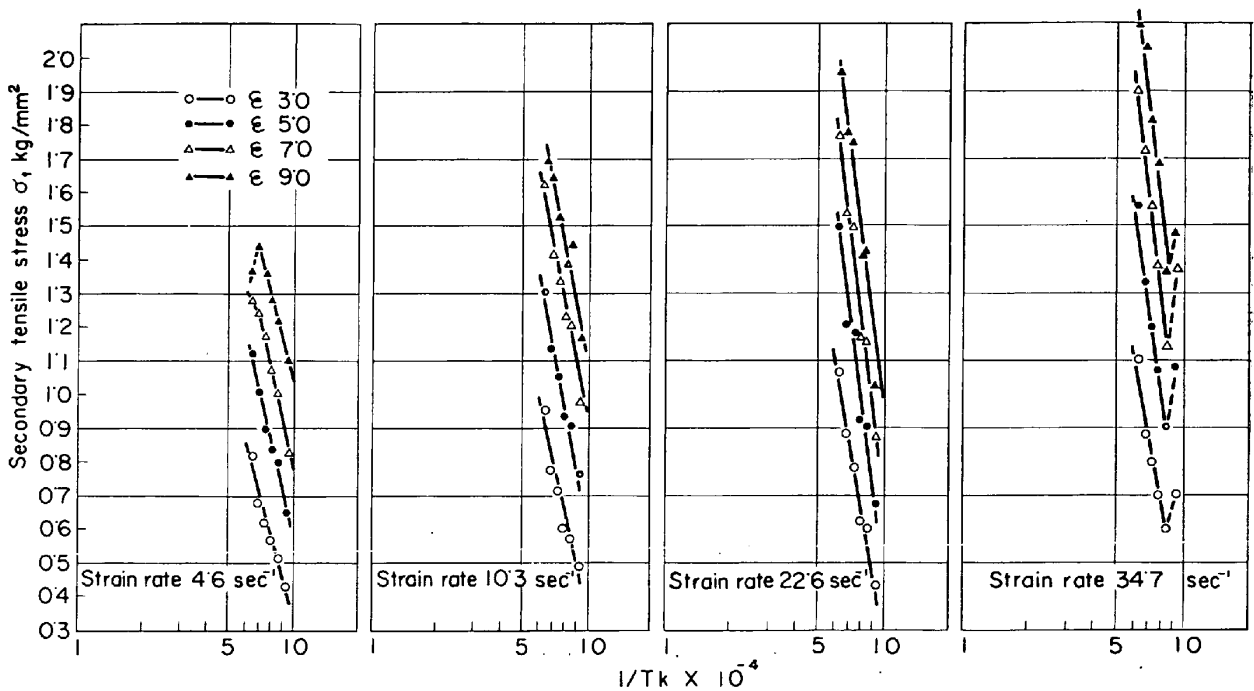


Fig. 16. Relation between secondary tensile stress and test temperature ($1/T_K$). (0.24% carbon steel, A-16)

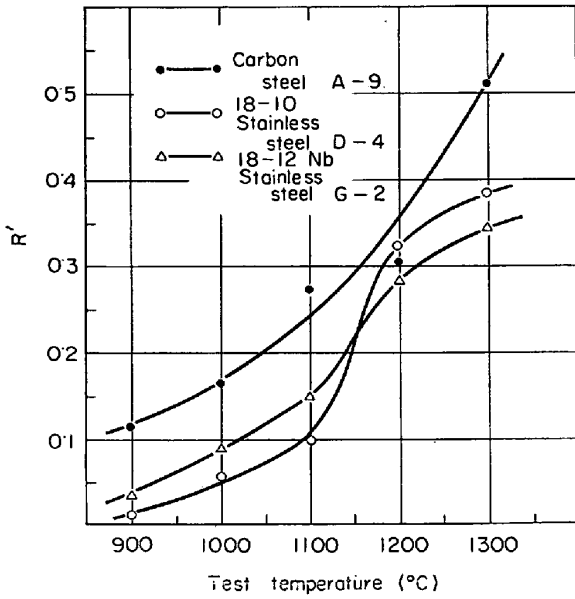


Fig. 17. Relation between the ratio (R') of secondary tensile stress and shearing stress at fracture point and test temperatures.

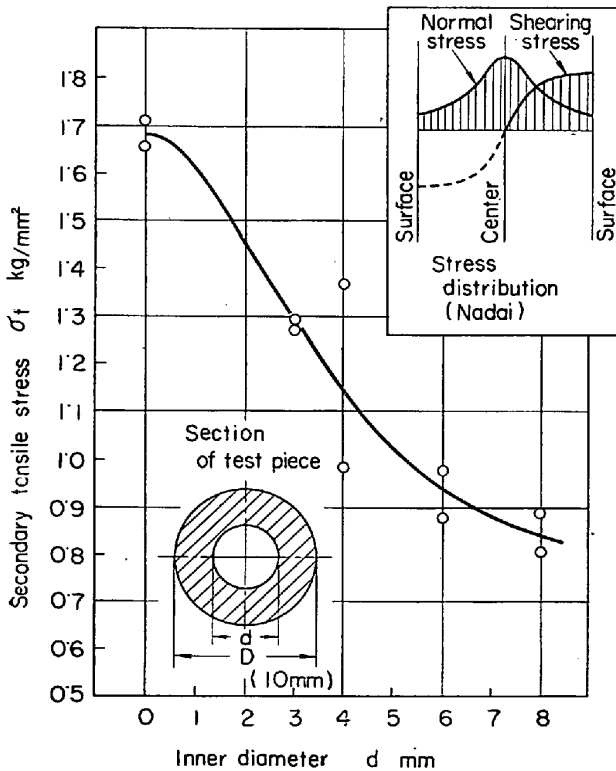


Fig. 18. Distribution of secondary tensile stress in cross section of test piece during twist deformation. 18-10 stainless steel (D-4) Test temperature 1200°C and strain rate 5.6 sec^{-1}

Fig. 18に示す。この2次引張応力の値は試験片の軸中央で最大となり、外周になるにしたがつて減少しNADAI¹⁶⁾の解析結果とよく一致することがわかる。NADAIの解析

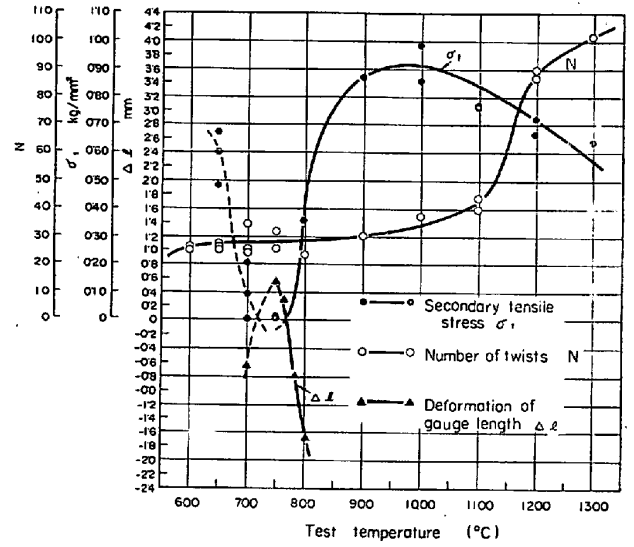


Fig. 19. Relation between test temperatures and changes in secondary tensile stress, number of twist revolutions to fracture and gauge length of test piece. (0.12% carbon steel, A-8) Test piece $6\phi \times 30$, strain rate 0.83 sec^{-1}

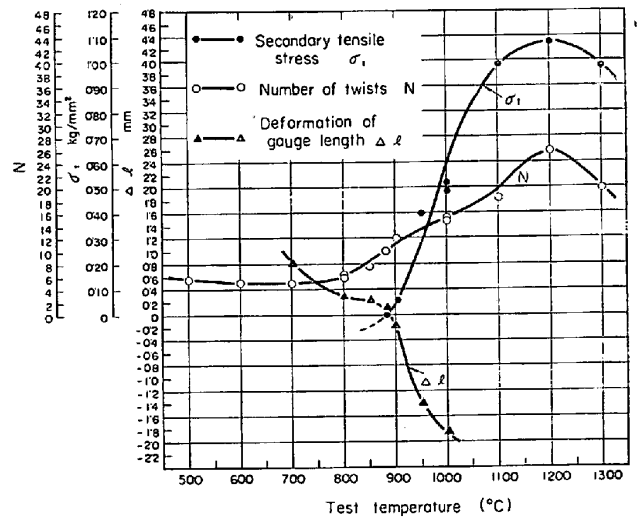


Fig. 20. Relation between test temperatures and changes in secondary tensile stress, number of twist revolutions to fracture and gauge length of test piece. (18-10 stainless steel, D-3) Test piece size $6\phi \times 30$, strain rate 0.83 sec^{-1}

による分布図もあわせて同図に示した。

3.2 軸方向2次応力の挙動と冶金的因子の関係

3.2.1 軸方向2次応力の発生と組織変化

炭素鋼A-8, 18-10 ステンレス鋼 D-3 のほか若干の非鉄材料(鉛, 銅, 黄銅)を用い, 歪速度約 1.0 sec^{-1} で両端固定のねじり試験を行なうとともに, 端面自由のねじり試験を行ない, いろいろのねじり変形ののち試験

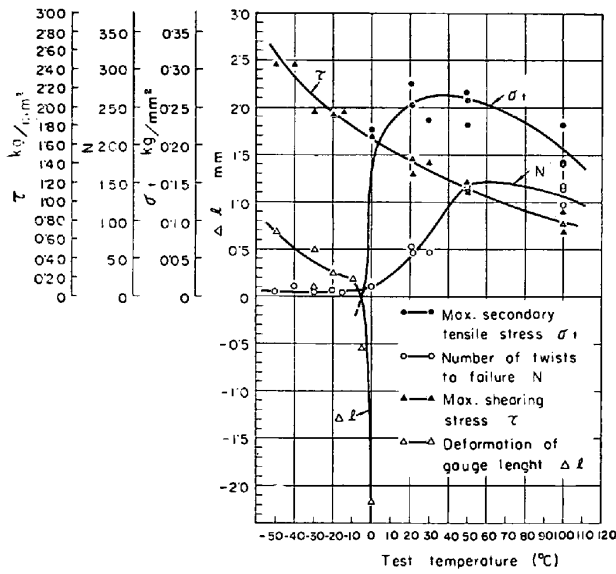


Fig. 21. Relation between test temperatures and changes in maximum shearing stress, secondary tensile stress, number of twist revolutions to fracture and gauge length of test piece.

(Lead, recrystallization temperature : -3°C)

Test piece size $10\phi \times 30$, strain rate 1.4sec^{-1}

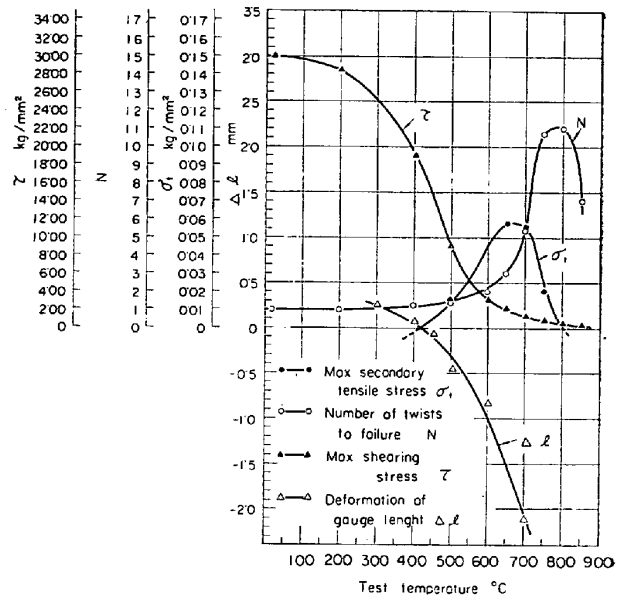


Fig. 23. Relation between test temperatures and changes in maximum shearing stress, secondary tensile stress, number of twist revolutions to fracture and gauge length of test piece.

(60/40 Brass, recrystallization temperature: $400\sim 430^{\circ}\text{C}$)

Test piece size $10\phi \times 30$, strain rate 1.4sec^{-1}

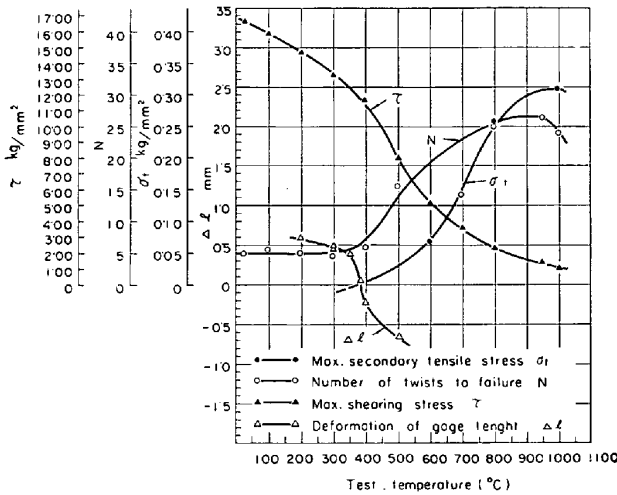


Fig. 22. Relation between test temperatures and changes in maximum shearing stress, secondary tensile stress, number of twist revolutions to fracture and gauge length of test piece.

(Copper, recrystallization temperature : $200\sim 230^{\circ}\text{C}$)

Test piece size $10\phi \times 30$, strain rate 1.4sec^{-1}

を中断し、試験部の長さを測定し、これらから破断時の試験部の長さ変化を求めた。そして、最大剪断応力、破断までのねじり回数、2次引張応力および破断までの試験片の長さの変化と試験温度との関係を検討した。これらの実験結果は Fig. 19, 20, 21, 22 および 23 に

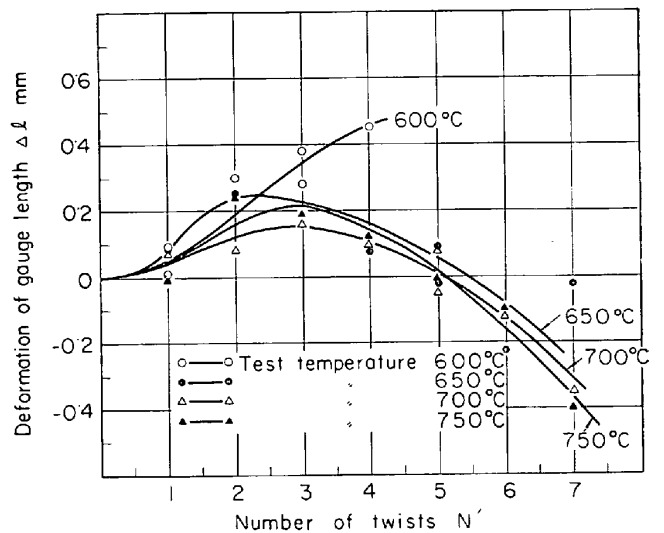


Fig. 24. Relation between change of gauge length and number of twists in strain rate 0.93sec^{-1} at various temperature.

(0.43% carbon steel, A-20)

示した。炭素鋼A-8の試験部は 700°C 付近で不規則に伸縮するが、これ以上の温度では明らかに縮小し、それに伴い2次引張応力の発生が非常に顕著になる (Fig. 19)。18-10 ステンレス鋼 D-3 には炭素鋼 A-8 でみられるような 700°C 付近における不規則な現象はなく、し

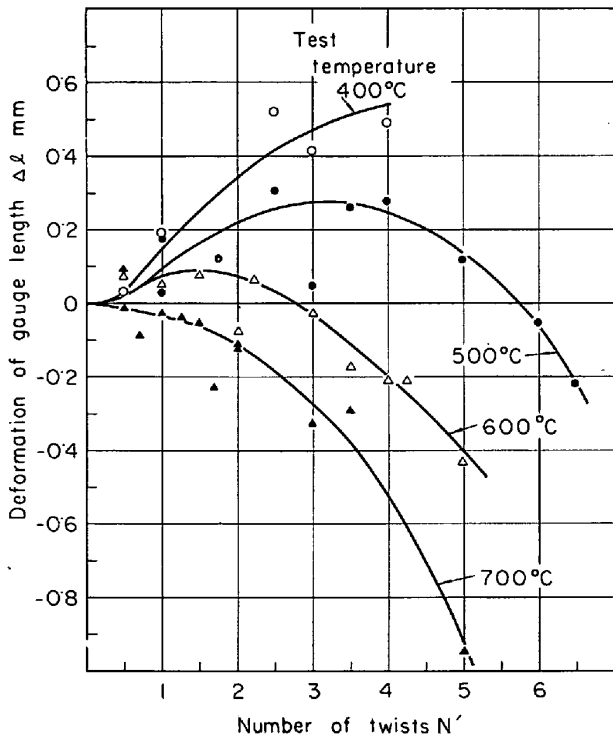


Fig. 25. Relation between change of gauge length and number of twists in strain rate 0.93 sec^{-1} at various temperature. (Copper)

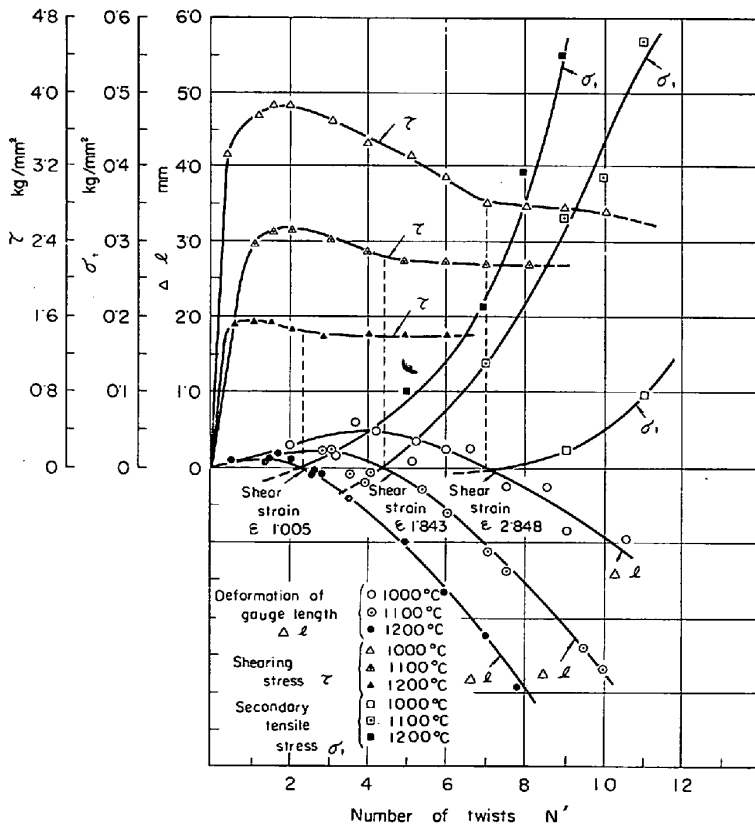


Fig. 26. Relation between number of twists and changes in shearing stress, secondary tensile stress and gauge length. (18-8 stainless steel, D-2)
Test piece size $6 \phi \times 30$, strain rate 0.83 sec^{-1}

かも試験部が縮小し2次引張応力が発生する温度は約 880°C で炭素鋼 A-8 のそれより高い (Fig. 20). また非鉄材料のうち鉛は約 -4°C , 銅は約 380°C , 黄銅は約 420°C で試験部が縮小しはじめ, これらの温度からそれぞれ2次引張応力が発生する (Fig. 21~23). この2次引張応力が発生しはじめる温度 (変移温度) は対象とした材料の再結晶温度 (鉛は約 -3°C , 銅は約 $200\sim 250^\circ\text{C}$, 黄銅は約 $400\sim 430^\circ\text{C}$) に近い. さらに同じ銅と炭素鋼 A-20 を用い, 再結晶温度付近を対象に, 2次引張応力が発生しはじめる剪断歪を正確に知るためにいろいろのねじり変形ののち中止め試験を行ない試験部分の伸縮を調べた結果を Fig. 24 および Fig. 25 に示す. 炭素鋼 A-20 の 600°C と銅の 400°C での試験では, 試験部は破断するまで伸長するので, 2次引張応力は生じないが, それ以上の温度では両者ともねじり変形の過程で伸長から縮小へと移行し, これに伴ない2次引張応力が発生する. このように炭素鋼 A-20 の変移温度は $600\sim 700^\circ\text{C}$, 銅の変移温度は $400\sim 450^\circ\text{C}$ 付近であつて, しかも変移温度以上では一定の剪断歪になると試験部が縮小する. つぎに 18-8 ステンレス鋼 D-2 を用い, $1000\sim 1200^\circ\text{C}$ の範囲でいろいろのねじりを与えたのち試験

を中断し, 2次引張応力の発生時期と剪断応力の関係について検討した Fig. 26 の結果によると, 2次引張応力は剪断応力が最大値を示したのち, まもなく発生する. 試験片断面における塑性剪断歪の進行状況と2次引張応力の発生時期および剪断応力の関係は Fig. 27 に示すようになるものと考えることができる. 2次引張応力が発生しはじめる位置は剪断応力-歪線図の T_m で示されるように, 塑性剪断歪が試験片の断面をほぼ覆つたときと思われる.

以上のように考えれば T_m 点においては, 試験片に組織変化が現われるはずである. 組織変化と2次引張応力の発生とを関連して考察するため, 18-10 ステンレス鋼 D-3 を用い, 1100°C でねじり試験を行なうとともに同一材料をいろいろなねじり回数を与えたのち急冷し組織観察を行ない比較検討した. ねじり試験結果は Fig. 28 に, 組織観察の結果は Fig. 29 に示す. Fig. 28 において, 2次引張応力はねじり回数で約 2.7 付近から発生し, この位置は剪断応力が最大値を示した直後に相当する. また Fig. 29 によると, ねじりの初期では平均結晶粒度に大きな変化はみられないが, ねじり回数が 2~3 付近から平均結晶粒度は次第に微細化

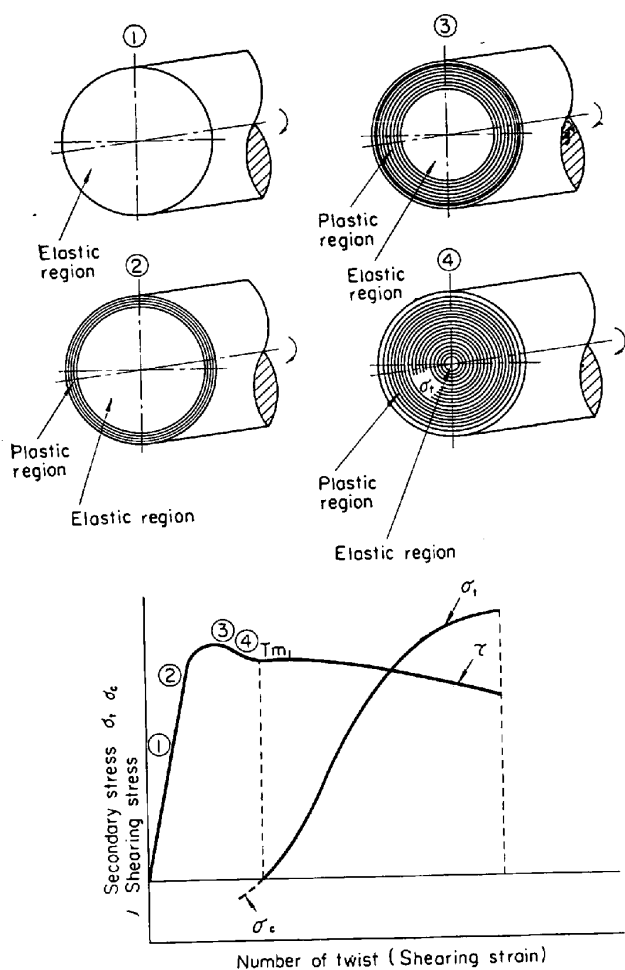


Fig. 27. Schematic illustration of twists (shearing strain) and changes in shearing stress and secondary stress.

し、この位置はFig. 28の2次引張応力が発生するねじり回数(約2.7)にほぼ等しい。なお、同図には得られた測定値の範囲を示してあるが、結晶粒度は試験片の外周ほど細くなっている。このようなねじり変形と組織変化の関係についてC. ROSSARD, P. BLAIN¹⁷⁾は25Cr鋼を用い検討し、結晶粒は剪断応力が最大値を示したのち再結晶により変化することを認め、武田¹⁸⁾は炭素鋼を用い同様の傾向があることを述べた。著者およびC. ROSSARD, P. BLAIN, 武田らの結果を総合すると、2次引張応力の発生は、ねじりの塑性変形を受けた試験片の再結晶と不可分の関係にあることが容易に理解できる。

なお、ねじりによる軸方向の歪はR. HILL¹⁹⁾が述べているように、塑性異方性の発生によると考えられるが、高温ではこれが定量に達すると再結晶し軟化するので、ねじり変形は加工による硬化と再結晶による軟化とを交互に繰返しながら進行する。2次引張応力はこの過程で発生し、しかも2次引張応力-ねじり回数線図の型式は後述のように歪速度と温度によつて変化し、2次引張応

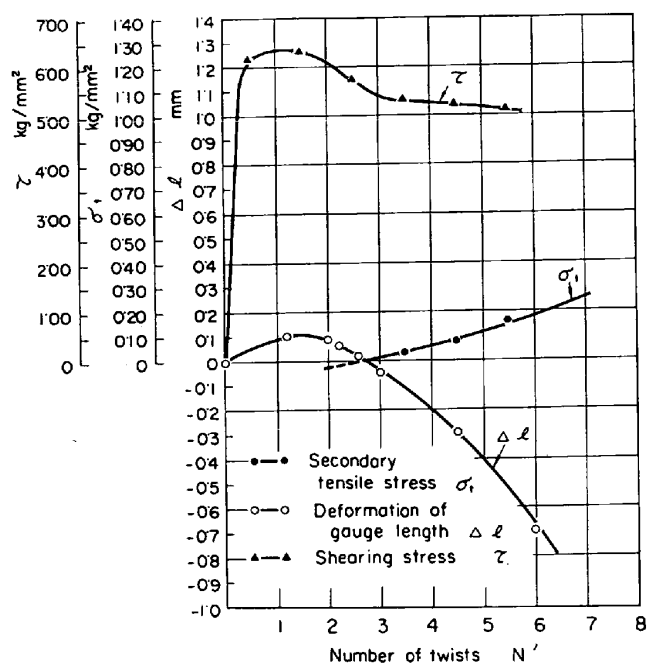


Fig. 28. Changes in shearing stress, secondary tensile stress and gauge length as the function of number of twists in specimen used for measuring grain size.

(18-10 stainless steel, D-3)

Test piece size $6\phi \times 30$, strain rate 0.83 sec^{-1}

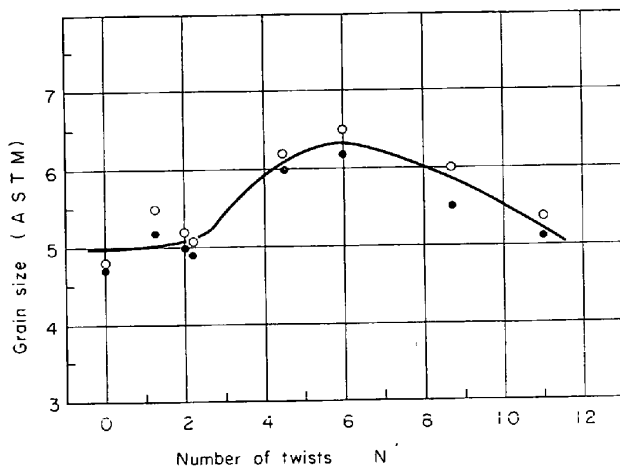
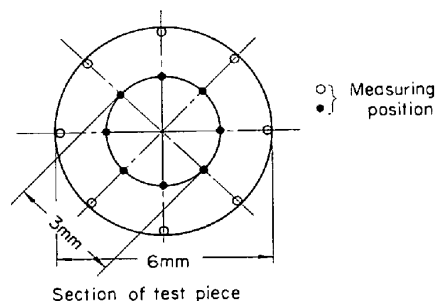


Fig. 29. Relation between changes in crystal grain size represented by average value of measuring positions and number of twists on the test piece used in the experiment of Fig. 28.

力の挙動は加工による硬化速度 V_H (加工速度の関数) と加熱による軟化速度 V_S (加工度と温度の関数) に関係する. いま熱間加工の際の V_H と V_S の関係を考えると, 麻田²⁰が述べているように V_H が V_S よりきわめて大きいとき ($V_H \gg V_S$) は材料の加工硬化が過大となり亀裂を生じやすく, これとは逆に V_H がきわめて小さいとき ($V_H \ll V_S$) は加工は容易であるが結晶粒の粗大化がいちじるしく, また V_H と V_S とがほぼ等しいとき ($V_H = V_S$) は加工に良好な条件となる. したがって硬化速度と軟化速度に依存する2次引張応力の挙動は熱間加工性と密接な関係にあるものと思われる.

3.2.2 軸方向2次応力の変化におよぼす材質・鋼塊性状の影響

以上の実験によつて, 2次引張応力の発生温度, 剪断歪および歪速度ならびにその温度による変化を, いろいろの鋼種について検討した結果を述べた. 2次引張応力の発生およびその後の挙動は, 鋼種によつていちじるしい変化があることはもちろんであるが, さらに試料の細かい冶金学的性状に影響されることがうかがわれたので, 鋼塊のいろいろな位置から採取した試験片の実験を試みた. 試験材として, 0.1% C 炭素鋼 A-7 および 0.45% C 炭素鋼 A-21 の 6 t 鋼塊を 130 mm ϕ ならびに 180 mm ϕ の直径にビレットしたものをを用いた. 試験片の採取位置とビレットおよび鋼塊との関係は Fig. 30 に, また試験片の採取位置と鋼塊性状および試験片の採取方向との関係は Table 5 に示した. すなわち炭素鋼 A-7 の場合は鋼塊の底部より 80% の位置 (A, G: V 偏析層, B: 逆 V 偏析層), 47% の位置 (C, H: V 偏析層, D: 逆 V 偏析層) および 20% の位置 (E, I: 沈

Table 5. Sampling position and direction for an ingot.

Specimen	Mark	Position of ingot	Sampling direction
0.10% C Carbon steel A-7	A	Top (Zone of ∇ segregation at core)	Long.
	C	Middle (Zone of ∇ segregation at core)	"
	E	Bottom (Equiaxed zone at core)	"
	B	Top (Zone of \wedge segregation)	"
	D	Middle (Zone of \wedge segregation)	"
	F	Bottom (Zone of \wedge segregation)	"
	G	Top (Zone of ∇ segregation at core)	Trans.
	H	Middle (Zone of ∇ segregation at core)	"
	I	Bottom (Equiaxed zone at core)	"
0.45% C Carbon steel A-21	A	Top (Zone of ∇ segregation at core)	Long.
	C	Middle (Zone of ∇ segregation at core)	"
	F	Bottom (Equiaxed zone at core)	"
	B	Top (Zone of \wedge segregation)	"
	D	Middle (Zone of \wedge segregation)	"
	G	Bottom (Zone of \wedge segregation)	"
	E	Middle (Zone of rim)	"
	H	Top (Zone of ∇ segregation at core)	Trans.
	I	Middle (Zone of ∇ segregation at core)	"
	J	Bottom (Equiaxed zone at core)	"

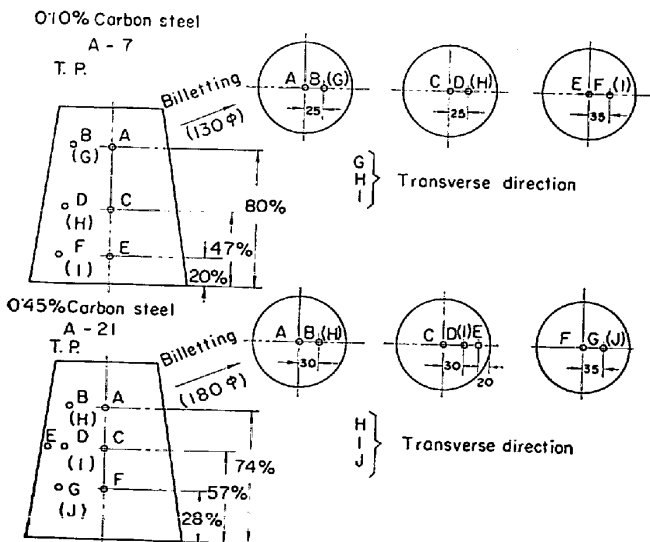


Fig. 30. Sampling positions of an ingot.

殿晶帯, F: 逆V偏析層) から試験片を採取し, また炭素鋼 A-21 の場合は鋼塊の底部より 74% の位置 (A, H: V 偏析層, B: 逆V偏析層), 57% の位置 (C, I: V 偏析層, D: 逆V偏析層, E: 外周中央部) および 28% の位置 (F, J: 沈殿晶帯, G: 逆V偏析層) からそれぞれ試験片を採取した. なお, 炭素鋼 A-7 における位置 A, B, C, D, E, F および炭素鋼 A-21 における位置 A, B, C, D, E, F, G での試験片の採取方向は鋼塊の長さ方向と一致し, 炭素鋼 A-7 における位置 G, H, I および炭素鋼 A-21 における位置 H, I, J での試験

片の採取方向は鋼塊の直径方向と一致する。これらの試験片を圧延のまま、実際の圧延温度を対象とし 1050, 1150, 1250°C の各温度でねじり試験を行ない、発生した 2 次引張応力の最大値の比較を行なった。

実験結果を Fig. 31 に示す。炭素鋼 A-7 について、鋼塊の長さ方向から採取した試験片の 2 次引張応力を温度別に比較すると、明らかに差があり、1150°C における値は他の 2 温度より一般に高い。2 次引張応力に対する採取位置の影響は大きく、いずれの温度でも位置 D (逆 V 偏析層, 中央部) は高く、位置 A (V 偏析層, 中心部) はいちじるしく低い。また試験片の採取方向による 2 次引張応力の差は V 偏析層では明らかでないが、沈殿晶帯および逆 V 偏析層では認められ、鋼塊の直径方向から採取した試験片による 2 次引張応力の値は、長さ方向から採取した試験片より低い。いつぼう、炭素鋼 A-21 について、鋼塊の長さ方向から採取した試験片の 2 次引張応力を温度別に比較してみると、1150°C と 1250°C ではほとんど差はみられないが、1050°C での各位置の 2 次引張応力は他の温度での値より低い。しかし位置に着目すると、いずれの温度でも位置 D (逆 V 偏析層, 中央部) および E (外周中央部) における 2 次引張応力は他の位置より高い。また試験片の採取方向による 2 次引張応力の差は明らかで、鋼塊位置にかかわらず鋼塊の直径方向から採取した試験片での値は長さ方向から採取した試験片での値より低い。

以上述べたように、鋼塊のいろいろな位置から採取した試験片により 2 次引張応力を検討すると、V 偏析層の

ように冶金的欠陥のある位置から採取したものの 2 次引張応力は低い値を示し、また鋼塊の直径方向から採取したものと長さ方向から採取したものとの間には差がある。このように 2 次引張応力の挙動は温度によつて異なるほか、材質性状など細かい因子によつても相違することが明らかである。

3.3 熱間ねじり試験における破断様式の分類

ねじり変形過程での応力 (トルクおよび軸方向 2 次応力) の挙動と破断形状が、いくつかの型式に類別できれば熱間加工性の解析を進めるうえにきわめて有効であると考えられる。Table 1 の全鋼種を対象とし、常温から 1300°C の範囲のすべての実験結果にもとづいて、主として破断様式から 3 種類に分類できることがわかった。これらとトルク、軸方向 2 次応力および破断形状との関係を検討した。以下この詳細について述べる。

3.3.1 応力-変形線図と破断形状についての分類

多くの鋼種および試験条件の実験結果から、トルク-ねじり回数と 2 次引張応力-ねじり回数曲線とはおよそ 3 種に分類することができるとともに、それに対応して試験片の破断形状も特徴ある分類が可能であつた。これらを Fig. 32 に示す。すなわち、応力-変形曲線については、(1) トルク-ねじり回数線図 (剪断応力-剪断歪線図) は形状により τ_I , τ_{II} , τ_{III} 型に分類することができ、このうち τ_I 型はねじりに伴ないトルクは最大値を示したのちきわめてゆるやかに減少し、 τ_{II} , τ_{III} 型はねじりの初期でピークを示したのち減少するもので、 τ_{III} 型は τ_{II} 型に比べこのトルクの減少期間が長い。

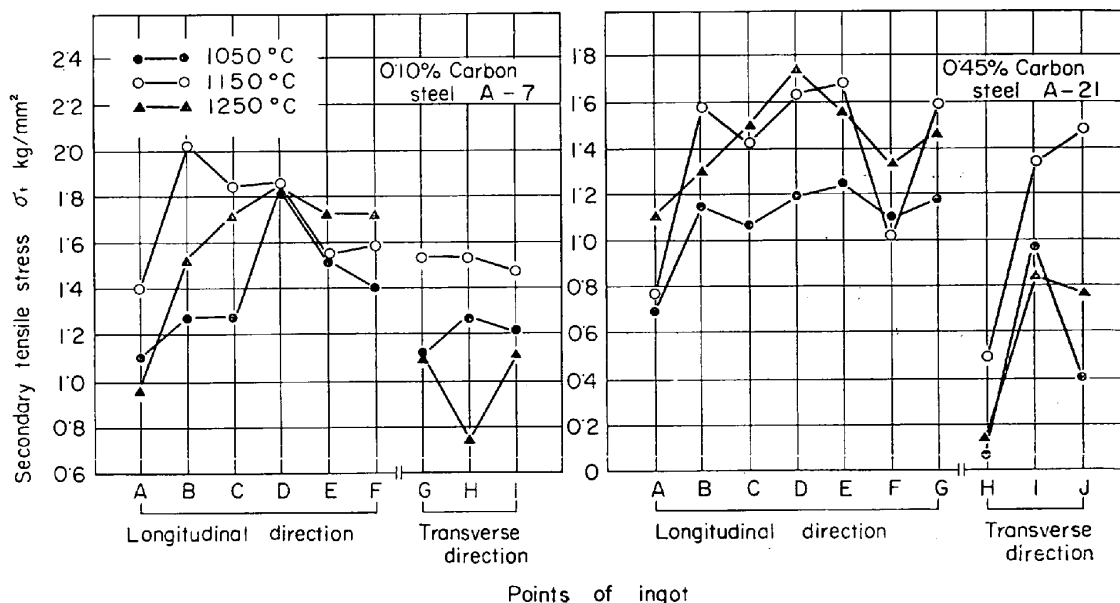


Fig. 31. Secondary tensile stress of test pieces taken from various points of an ingot. Strain rate 17.0 sec^{-1} , test piece size $10 f \times 30$

Table 6. Classification of hot twist deformation pattern.

Group	$\tau-N$ Diagram	σ_t-N Diagram	Shape of broken specimen	Deformation of gauge length	Remarks
I	τ_I Type	—	R_I Type	δ_I Type	$V_H \gg V_S$
II	τ_{II} Type	$\sigma_I \sim \sigma_{II}$ Type	R_{II} Type	δ_{II} Type	$V_H = V_S$
III	τ_{III} Type	σ_{III} Type	R_{III} Type	δ_{III} Type	$V_H \ll V_S$

V_H : Hardening velocity, V_S : Softening velocity

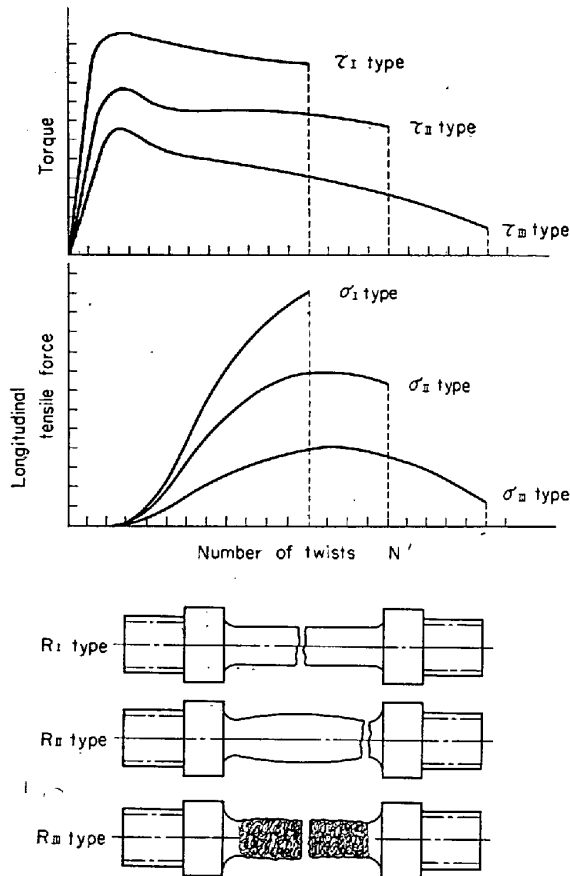


Fig. 32. Classification of relations between changes in torque, longitudinal tensile force vs numbers of twists and shapes of twist-fractured specimens.

(2) 2次引張応力-ねじり回数線図(2次引張応力-剪断歪線図)は形状により σ_I , σ_{II} , σ_{III} 型がそれぞれ (1) の τ_I , τ_{II} , τ_{III} 型に対応しており, このうち σ_I 型はねじりに伴い2次引張応力がしだいに増大し, σ_{II} , σ_{III} 型は最大値を示したのち減少するもので, σ_{III} 型は σ_{II} 型に比べこの期間が長い。(3)破断形状は R_I , R_{II} , R_{III} 型となり, それぞれ τ_I - σ_I 型, τ_{II} - σ_{II} 型および τ_{III} - σ_{III} 型と対応し, このうち R_I 型は試験部の直径がねじり変形の進行につれて減少する過程で, R_{II} , R_{III} 型はそれが増加する過程で破断が生じるもので,

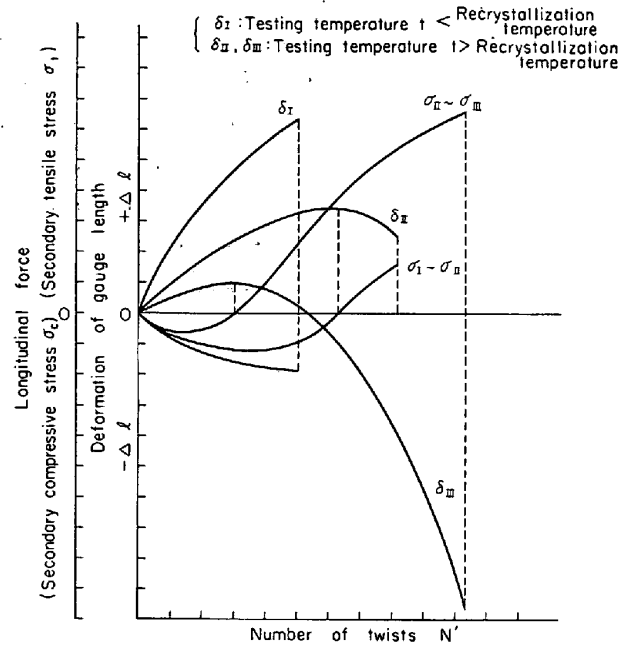


Fig. 33. Schematic illustration of relation between longitudinal force and number of twists.

R_{III} 型は R_{II} 型に比べて破断までのねじり回数がきわめて大となるため試験片の外周面は凹凸のはなはだしい変形をなす。

試験片の軸方向寸法の変化は2次引張応力の消長と表裏の関係にあつて, Fig. 33 に示す δ_I , δ_{II} , δ_{III} 型に分類できる。このうち δ_I 型ではねじりに伴い試験部はしだいに伸長し, δ_{II} , δ_{III} 型はねじりの進行につれて試験部がいつたん伸長し, ついであるねじり回数ののち縮小へと移行するもので, δ_{III} 型は δ_{II} 型に比べ縮小する期間が長い。

以上の Fig. 32 および Fig. 33 において得られたトルク-ねじり回数線図, 2次引張応力-ねじり回数線図, 破断形状および軸方向寸法の変化は Table 6 のように分類できる。

3.3.2 熱間ねじり変形様式の分類に関する考察

熱間ねじり変形の様式は Table 6 に示すごとく, およそ3通りに分類することができたが, それぞれの変形

様式は表の備考に示すような因子によつて生じるものと考えられた。以下この点について考察を加える。

グループ I に属する変形様式はすべて再結晶温度以下でみられ、ねじり変形中組織変化をうけることが少ないので、 τ_I 型のトルク-ねじり回数線図は歪硬化型 ($V_H \gg V_S$) の曲線となる。またこのような温度域では試験部の長さはねじり変形につれてしだいに伸長し δ_I 型を示すので、張力は発生せずこのグループには圧縮-ねじり回数型の 2 次応力線図が得られる。なお、このグループに属するものは試験部が伸長する過程で破断するので直径は減少し、 R_I 型の破断形状を示す。

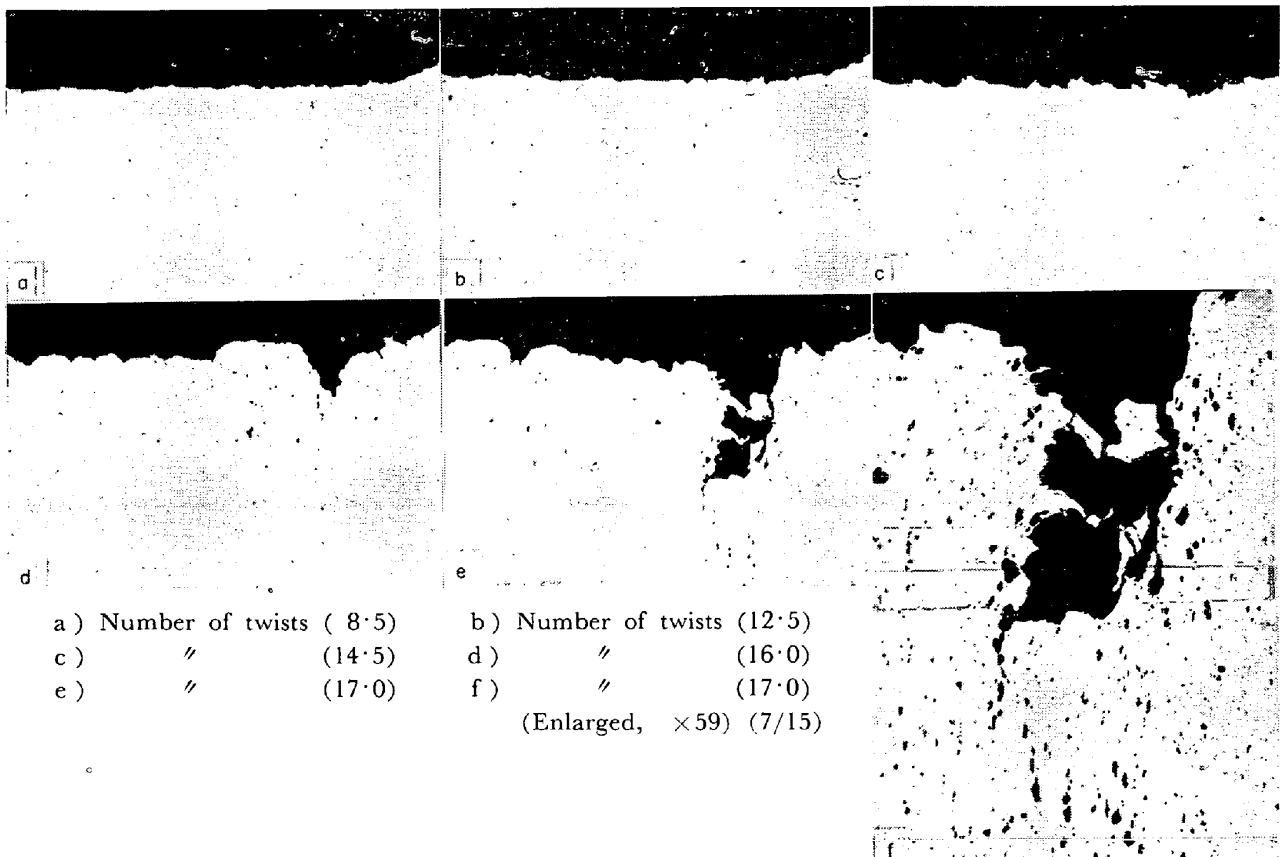
グループ II に属する変形様式は再結晶温度以上でみられ、ねじり変形中に組織変化をうけるので、 τ_{II} 型のトルク-ねじり回数線図を示し、これにはピークが存在する。これは歪硬化と、いつたん歪硬化した部分が組織変化をうけて軟化するために生じたものである。また試験部の長さはねじり変形につれて、しだいに縮小し δ_{II} 型を示すので、2 次引張応力-ねじり回数線図はその程度により $\sigma_I \sim \sigma_{II}$ 型となる。なお、このグループに属するものは試験部が縮小する過程で破断するので直径が増大し、 R_{II} 型の破断形状を示す。

グループ III に属する変形様式はグループ II と同様に再結晶温度以上でみられ、ねじり変形中組織変化をうけるので、 τ_{III} 型のトルク-ねじり回数線図にピークが存在し、試験中に組織変化を伴うとともに、この過程が II のグループに比べ早期に発生し、かつ期間が長いことを意味する。また試験部の長さは明らかに縮小し δ_{III} 型を示すので、2 次引張応力-ねじり回数線図は σ_{III} 型と変化する。なお、このグループに属するものは試験部がいちじるしく縮小する過程で破断するので、直径は増大変形し R_{III} 型の破断形状を示す。

熱間ねじり変形様式には以上の 3 型式が存在するが、材料の変形がいずれのグループに属すかは、すでに 3.2.1 で述べた加工による硬化速度 (V_H) と加熱による軟化速度 (V_S) の相互関係によつて定まる。

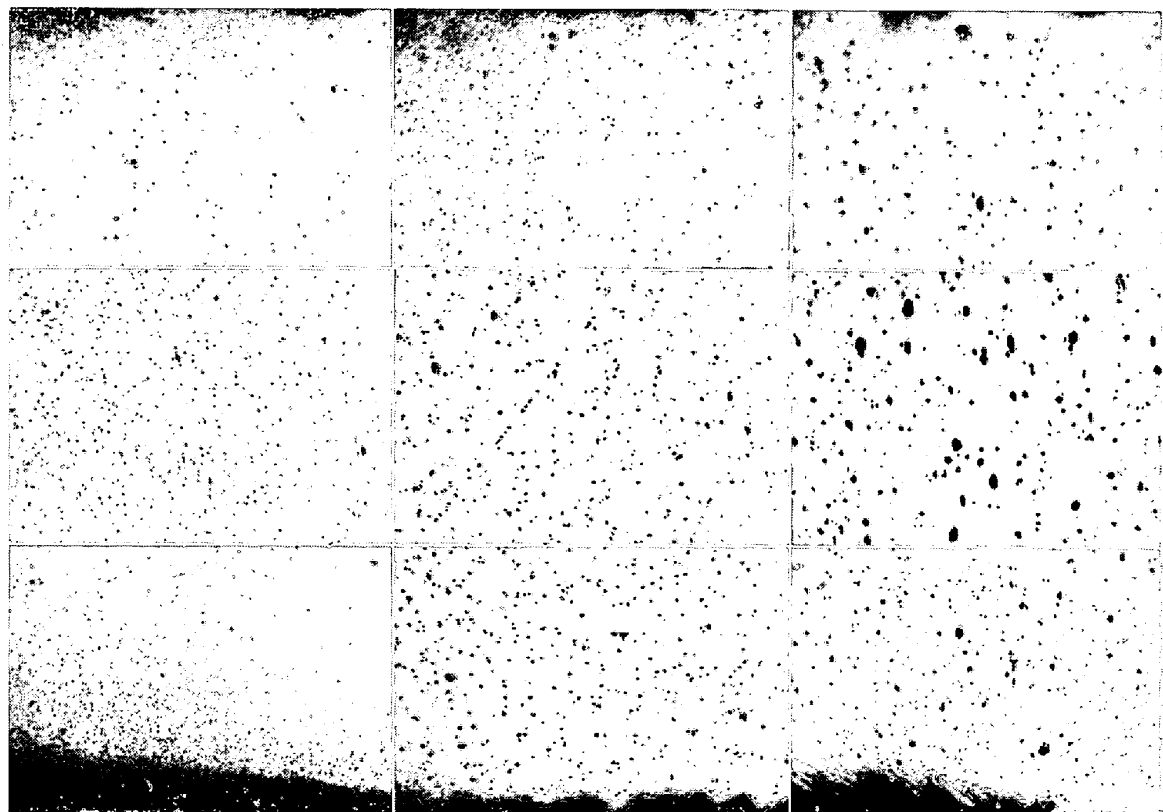
3.4 熱間ねじり加工限度と 2 次引張応力との関係

ねじり変形で生じる 2 次引張応力と剪断歪の関係はすでに 3.1.2 の (5) 式で示したように両者は直線関係にあつて歪速度の大きいほど、この直線性の成り立つ剪断歪の範囲は大きい。これに反し歪速度が小さくなると、この直線関係は早期に失われる。2 次引張応力-剪断変形曲線が直線関係から外れることは、よく知れて



a) Number of twists (8.5) b) Number of twists (12.5)
 c) " (14.5) d) " (16.0)
 e) " (17.0) f) " (17.0)
 (Enlarged, $\times 59$) (7/15)

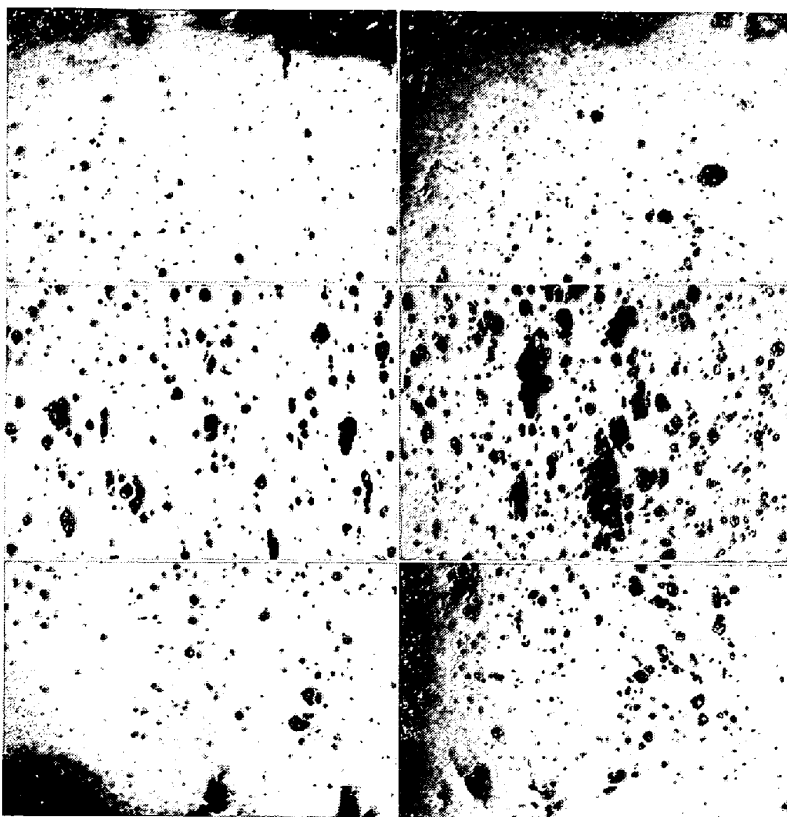
Photo. 2. Micro-cracks in the interior of 9Cr-1Mo steel occurred during twisting.
 (Test temperature 1200°C , strain rate 1.4 sec^{-1})



Number of twists (9.5)

Number of twists (13.5)

Number of twists (23.0)



Number of twists (35.5)

Number of twists (45.0)

Photo. 3. Void in carbon steel
 appearing with twist
 ($\times 50$) (4/9)
 (Test temperature
 1000°C , strain rate
 1.4 sec^{-1})

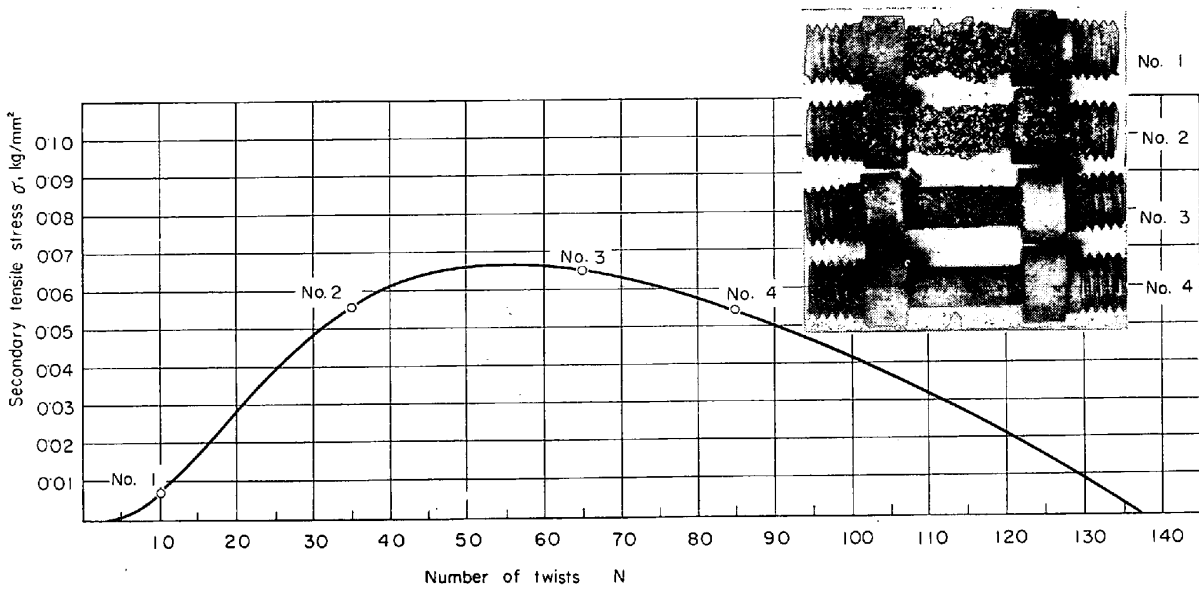


Fig. 34. Relation between changes of secondary tensile stress appearance of test piece surface. (17 Cr stainless steel, E-11)
Testing temperature 1300°C, test piece size 10 f × 30, strain rate 1.4sec⁻¹

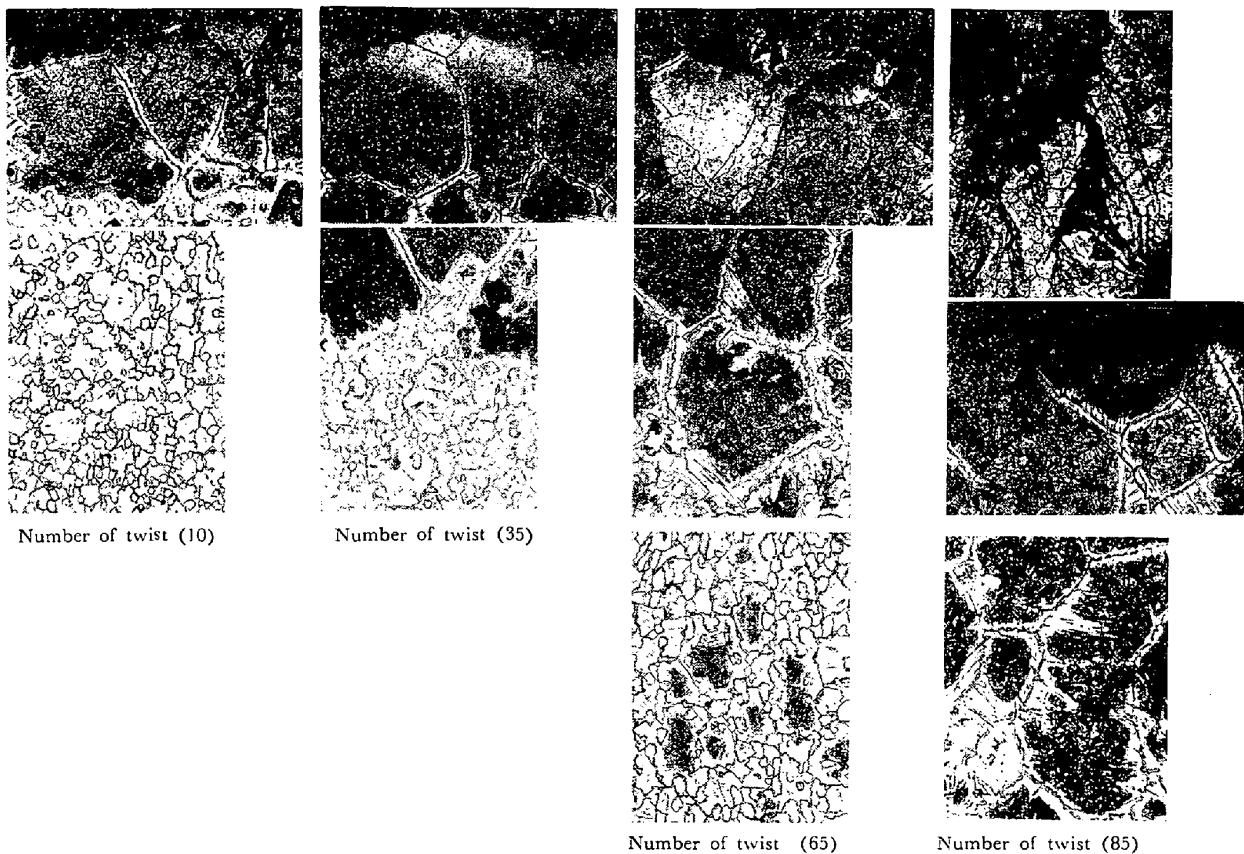
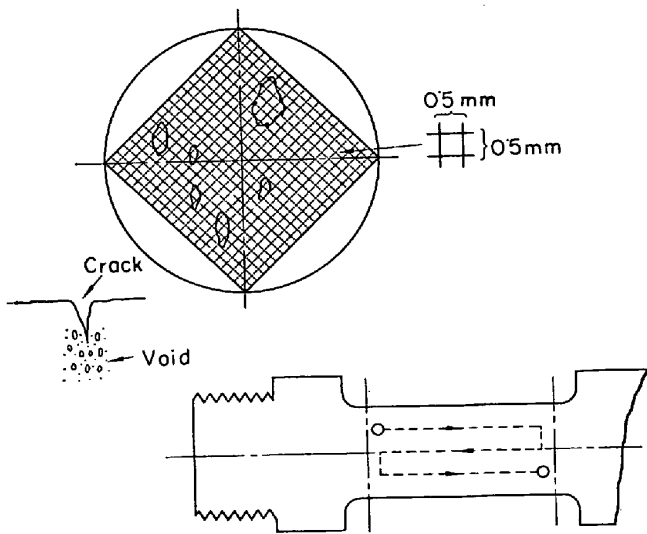


Photo. 4. Microstructure of 17 Cr stainless steel becoming coarse with twist. (×100×1/3) (4/5)

いるごとく、回復、再結晶にもとづくものである。さらに剪断歪の増加にともなつて2次引張応力はしだいに低下するようになる。著者が行った多くの実験によれ

ば、この2次引張応力の低下はねじり試験中発生する欠陥によることが考えられたので、これを確認するとともに、2次引張応力の挙動と欠陥発生の時期とを対応づけ



(Magnification of microscope : 400
 Number of fields (f) : 60
 Determination of cleanliness (d) : n' (number of lattice point covered by void) was measured by the formula :

$$d = \frac{n'}{p \times f} \times 100$$

p : Number of total lattice in the field.

Fig. 35. Measurement of void.

ることによつて、ねじり加工限度について考察した。

3.4.1 内部欠陥の発生と2次引張応力との関係

炭素鋼 A-11, 17 Cr 鋼 E-11 および 9Cr-1Mo 鋼 B-7 を用い、それぞれ、1000°C, 1300°C および 1200°C の2次引張応力-ねじり回数線図が σ_I , σ_{II} , σ_{III} 型を示す温度で、歪速度 1.4 sec^{-1} のねじり試験を行ない、

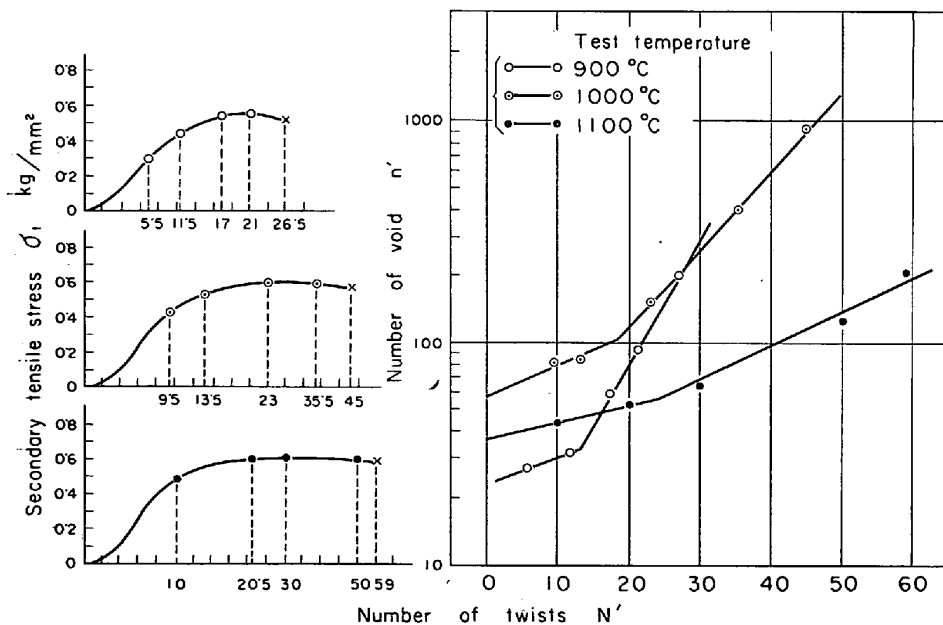


Fig. 36. Relation between secondary tensile stress, number of void occurrences and number of twists.
 (0.14% carbon steel, A-11) Strain rate 1.4 sec^{-1}

いろいろのねじり変形後に試験片を急冷し、試験部を試験片軸に沿つて切断し、欠陥の発生状況を観察した。

σ_I 型の 9Cr-1Mo 鋼 B-7 は Photo. 2 に示すようにねじり回数が約 16 で平行部の外周に微小なクラックが現われまもなく破断し、破断時にはクラックの周囲に多くのボイドがみられた。このクラックが現われはじめる時期は2次引張応力が最大値を示す時期とほぼ等しい。

つぎに、 σ_{II} 型の炭素鋼 A-11 は Photo. 3 に示すようにねじりの進行過程ですでにボイドが発生し、変形の増大にしたがいボイドの数は著しく増加し、やがて剪断力によつて外周に生じたクラックと連結して破断する。このボイドの数が著しく増加する時期(ねじり回数で約 19)と2次引張応力が最大値を示す時期(ねじり回数で約 23)とはほぼ一致する。いつぼう、 σ_{III} 型の 17Cr 鋼 E-11 はねじり変形に伴い Fig. 34 のように異常変形し、試験部表層の結晶粒は Photo. 4 に示すようにしだいに粗大化するとともに、この粗大化現象は内部へと進行する。しかもその程度は2次引張応力が最大値を示す付近(ねじり回数で50~60)で顕著となる。なお、17Cr 鋼 E-11 でみられる異常変形は G. WALLQUIST & K. NILLSON²¹⁾が述べるように試験部内外面の組織変化にもとづく機械的性質の差とそのときの応力分布に起因するものと思われる。

以上の結果によると、ねじり変形に伴い発生するクラック、ボイドおよび結晶粒の変化は2次引張応力-ねじり回数線図の型式(σ_I , σ_{II} , σ_{III} 型)と密接な関係にあること

が考えられたので、さらにつぎの実験を行ない詳細に検討した。すなわち炭素鋼 A-11 および 18-12 ステンレス鋼 C-4 を用い、炭素鋼 A-11 については 900~1100°C, 18-12 ステンレス鋼 C-4 については 1200°C で、いろいろのねじり回数を与え急冷したのち試験部を試験片の軸方向に切断研磨し、顕微鏡の同一視野内にあるボイドを Fig. 35 に示すポイント・カウント法により測定し、ボイドによつて占められた格子点中心の数で表わした。ボイドの測定数を試験の際のねじり回数および2次引張応力との関係で示すと Fig. 36 および Fig. 37 のようになる。これらの結果による

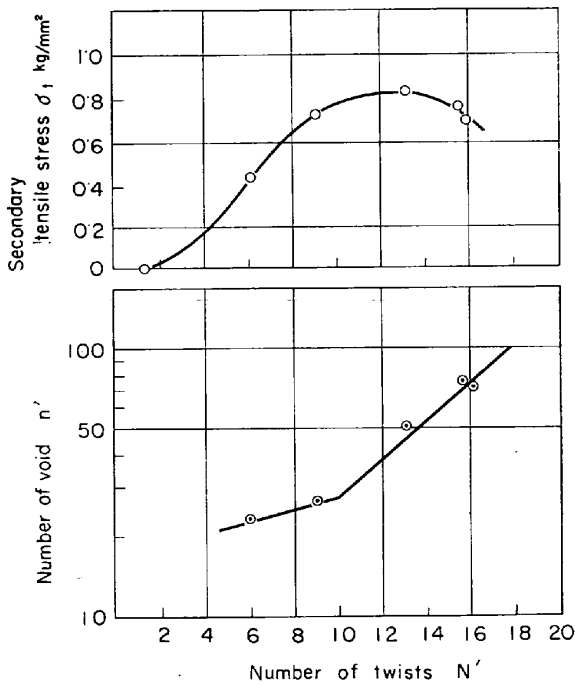


Fig. 37. Relation between secondary tensile stress, number of void occurrences and numbers of twists.

(18-12 Stainless steel, C-4)

Test temperature 1200°C, strain rate 1.4 sec⁻¹

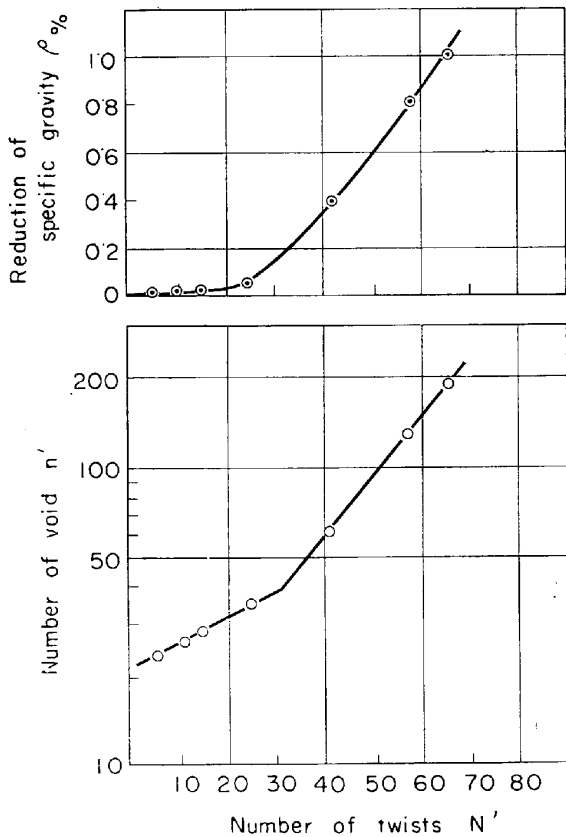
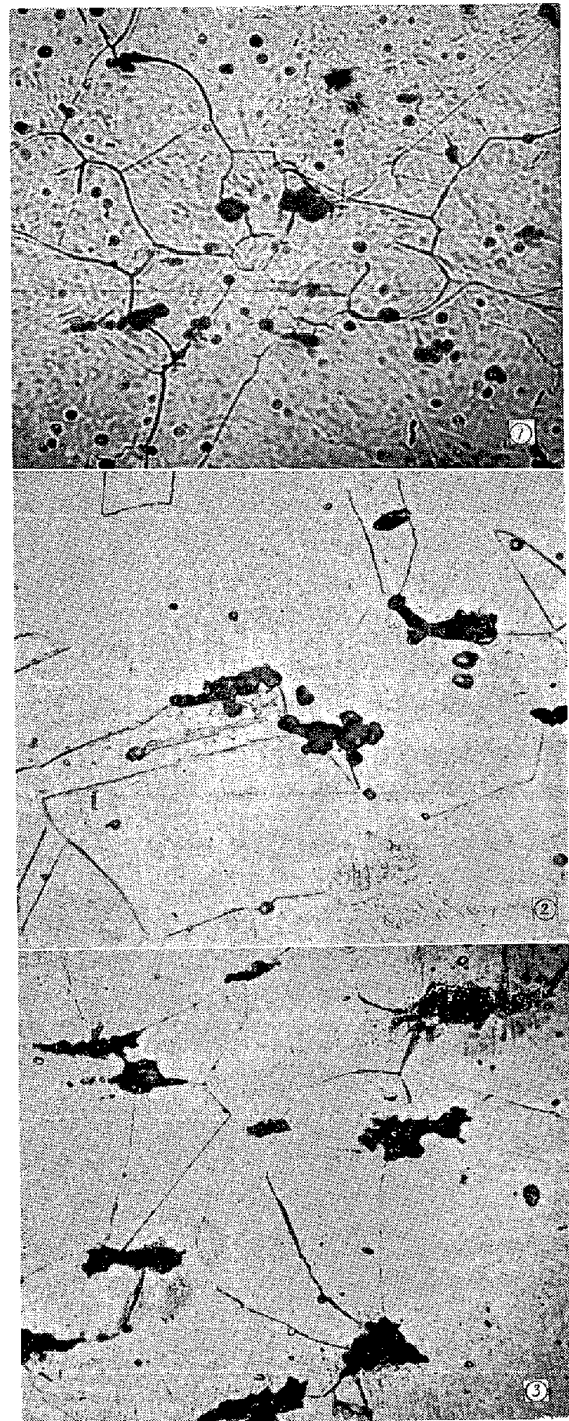


Fig. 38. Relations of number of void occurrence and reduction of specific gravity vs. numbers of twists. (0.15% carbon steel, A-14)

Test temperature 1000°C

Strain rate 1.3 sec⁻¹, test piece size 8 f × 50



① Carbon steel tested at 1200°C, observed at 910°C, ×200 (3/4)
 ② 18-10 stainless steel tested at 1200°, ×500 (3/4)
 ③ 18-12 Nb stainless steel tested at 1200°C, ×500 (3/4)

Photo. 5. Examples of void in the interior of crystals.

と、炭素鋼A-11, 18-12ステンレス鋼 C-4 のいずれの場合も2次引張応力はボイドが急激に増加しはじめるねじり回数(炭素鋼 900°C で約 13, 1000°C で約 19, 1100°C で約 22, 18-12 ステンレス鋼 1200°C で約10)付近で最大値を示し, さらにねじり回数が増し, ボイドが増加する過程ではしだいに低下する. このように2

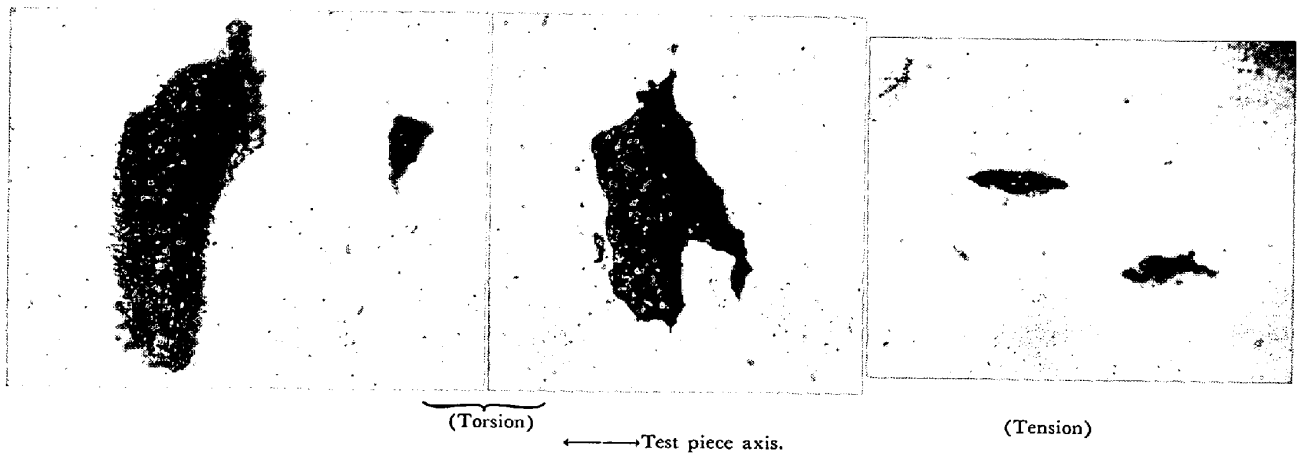
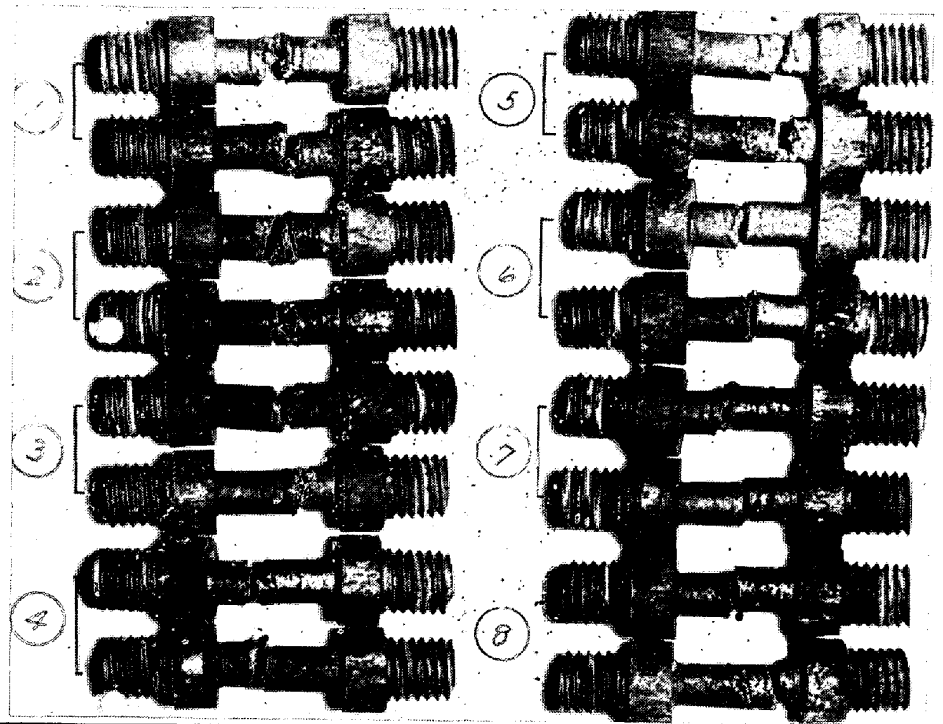


Photo. 6. Example of shape of void appearing with twist without etching. ($\times 750$) (3/5)
(0.15% carbon steel, A-14) Test temperature 1200°C

次引張応力が低下しはじめるのは、発生したボイドによつて試験片の試験部が porous になるためと思われるので、さらに炭素鋼 A-14 を対象とし、温度 1000°C でいろいろなねじり回数で中止め試験を行ない、ねじり回数によるボイドの発生割合ならびに比重の変化について検討した。

ボイドの発生数および比重とねじり回数の関係は Fig. 38 のように示され、ボイド数は 2 次引張応力が最大値を示すねじり回数 (約 30) 付近から著しく増加し、比重はねじり回数 23 付近から明らかに減少する。このようにボイドが著しく増加するねじり回数と比重が明らかに減少するねじり回数とはほぼ一致するので、2 次引張応力が最大値を示したのちしだいに低下する現象はボイドの発生に起因することが明らかである。つぎに引張試験で発生するボイドについては A. H. COTTREL²²⁾ が例示しているが、ねじり変形で発生するボイドについては明らかにされていないように思われるので、炭素鋼 A-14、18-10 ステンレス鋼 D-4 および 18-12 Nb ステンレス鋼 G-2 を用い結晶における発生位置、形状などについて観察した。

3 鋼種とも 1200°C でねじり試験を行ない急冷し、試験部を試験片の軸方向に切断したのち、18-10 ステン



Test piece	Strain rate sec ⁻¹	Test piece	Strain rate sec ⁻¹
①	1.4	⑤	12.6
②	3.7	⑥	14.7
③	7.2	⑦	27.7
④	11.2	⑧	42.7

Photo. 7. Changes in surface cracks with strain rates.
(18-12Nb stainless steel, G-2)

ス鋼 D-4 および 18-12 Nb ステンレス鋼 G-2 は常温のまま、炭素鋼 A-14 は再加熱後 910°C のオーステナイト域で検鏡した。これらの結果を Photo. 5 および 6 に示す。Photo. 5 によると、ねじり過程で発生するボイドは結晶粒界、とくに 3 重点付近に多く存在することがわかる。いつぼう、Photo. 6 によると、熱間引張試験で生じたボイドより丸みを帯びるとともに、形状も大きい

ので、ねじりで発生したボイドはねじり変形過程で剪断と引張りの複合応力を常にうけ生長することが考えられる。このようなボイドは非金属介在物を含めたある種の欠陥を起点として発生することが多いが、たとえマクロ的な欠陥がない材料でも応力にもとづく転位の集積によってボイドが生ずるであろうことは容易に予想できる。

しかし、ねじりの初期におけるごく微小なボイドを実験的に確認することはなかなか困難であり、またこれらのボイドが応力下でどのように変形し変位してゆくかなどについての詳細は、現在のところ明らかでない。熱間変形におけるこのような観察は、著者の知る限りではクリ

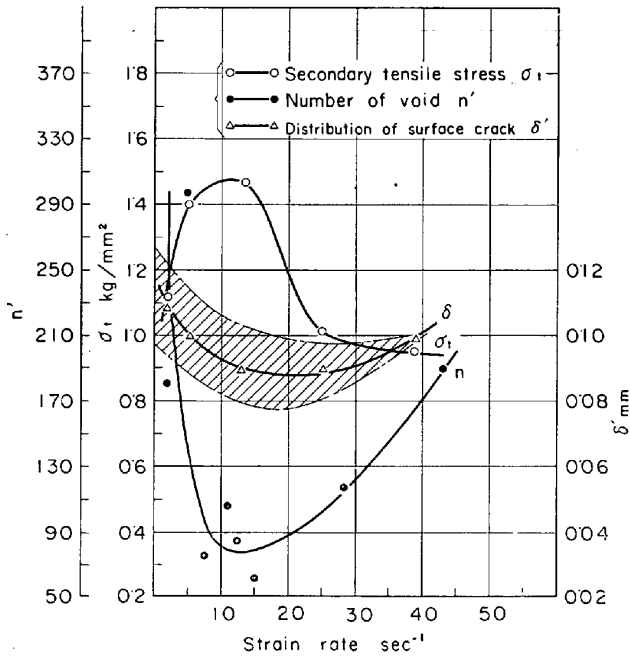


Fig. 39. Relation between strain rate and changes in secondary tensile stress, number of void and distribution of surface crack. (18-12 Nb stainless steel, G-2)

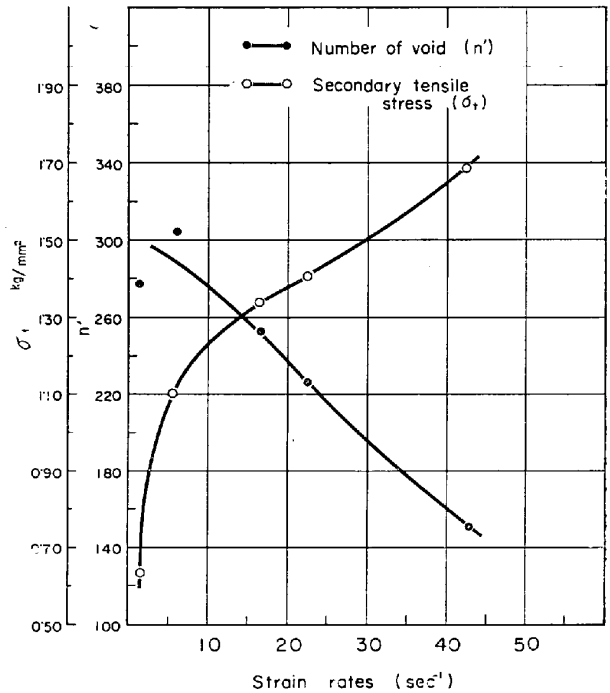


Fig. 40. Relation between strain rates and changes in number of void, secondary tensile stress (0.14% Carbon steel, A-11) Test temperature 1000°C

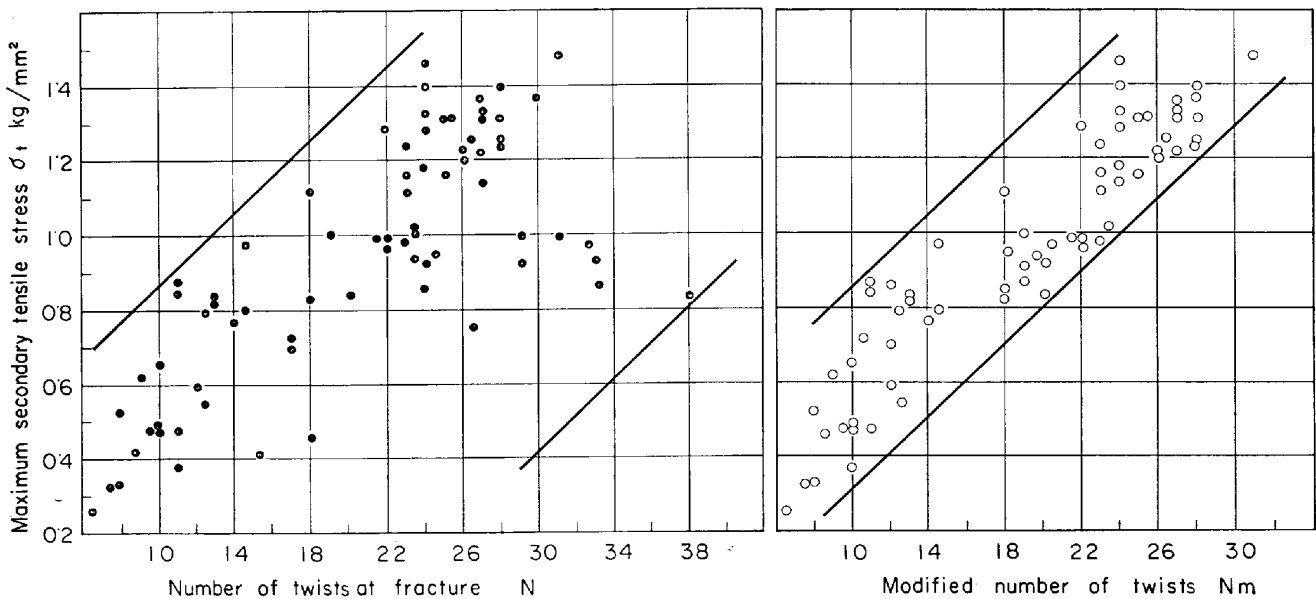


Fig. 41. Relation between maximum secondary tensile stress and number of twist at fracture (N), and modified number of twist when the secondary tensile stress show maximum value (N_m). Low alloy steel, test temperature 950°~1250°C

ープを対象として検討した R. T. RATCLIFFE, G. W. GREENWOOD²³⁾らの研究以外はあまりみられない。

3.4.2 外面疵の発生と2次引張応力の関係

18-12 N_b ステレス鋼 G-2 を用い、温度1200°C、歪速度 1.4~42.7 sec⁻¹ の範囲でねじり試験を行ない試験部に発生する外面疵と2次引張応力の最大値との関係について検討し、Fig. 39 の結果を得た。図中の試験部における外面疵の分布とは、外面に生じた疵の平均長さをもつてあらわした。なお、Photo. 7 にこのときの試験部に発生した疵の状況を示した。Fig. 39 によると、外面疵の発生は歪速度の増加とともにいつたん減少し、歪速度 10~15 sec⁻¹ 付近で最小となるが、この歪速度以上では再び増加する傾向を示す。いつぼう、2次引張応力は歪速度の増加とともに増大し、歪速度10~15 sec⁻¹ 付

近で最大値を示すが、歪速度の増加にしたがい逆に減少する。このように外面疵の発生は歪速度に依存するとともに、2次引張応力の挙動と密接な関係がある。なお、このとき試料内部に発生したボイドの測定結果も、外面疵と同様に変化し、やはり歪速度に依存する。

つぎに炭素鋼 A-11 を用い、温度 1000°C、歪速度 1.4~42.7 sec⁻¹ の範囲でねじり試験を行ない、ボイド発生、外面疵および最大2次引張応力と歪速度の関係について検討し、Fig. 40 および Photo. 8 に示す結果を得た。この実験では破断までのねじり回数は、歪速度の変化に対してそれほど変化しないにもかかわらず、試験部の外面は歪速度の増加とともに外面疵は減少し、しだいに円滑になり、発生する2次引張応力の最大もそれに対応して歪速度の増加に伴い増大する。この場合、2次引張応力-ねじり回数線図は歪速度の増加により σ_{II} 型から σ_I 型に変化している。また、Photo. 8 に示した同じ試料の内部に発生したボイドの測定結果によると、ボイドの増減もまた歪速度に依存することが確かめられる。

このように、2次引張応力-ねじり回数線図の型式は歪速度とともにクラック、ボイド、結晶粒の粗大化などの因子によつて変化し、2次引張応力の最大はこれら因子が顕著となる時に相当する。したがつて2次引張応力が最大を示すときのねじり回数は加工限度の検討に対し、破断ねじり回数より有効であることが考えられた。

このため6種類の低合金鋼 (C % 0.12~0.16, Si%0.20~0.40, Mn% 0.77~1.26, P% 0.013~0.018, Ni% 0.09~0.83, Cr % 0.30~0.59, Mo%0.30~0.50 V% 0.02~0.08) を用い、試験温度 950~1250°C の範囲で、2次引張応力の最大値に対する両者の相関性を比較した。得られた Fig. 41 の結果によると、2次引張応力が最大を示すねじり回数は破断ねじり回数より2次引張応力の最大値と強い相関を示す。

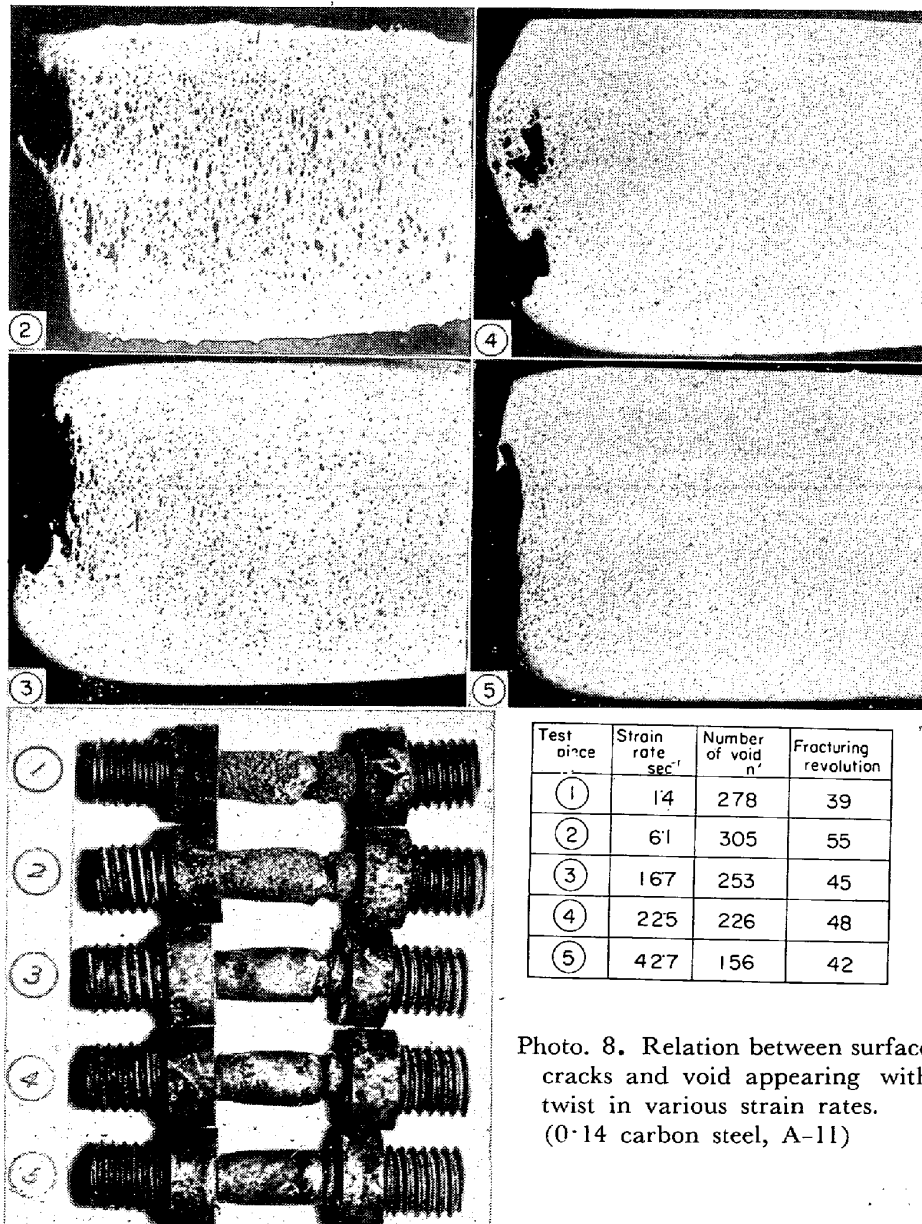


Photo. 8. Relation between surface cracks and void appearing with twist in various strain rates. (0.14 carbon steel, A-11)

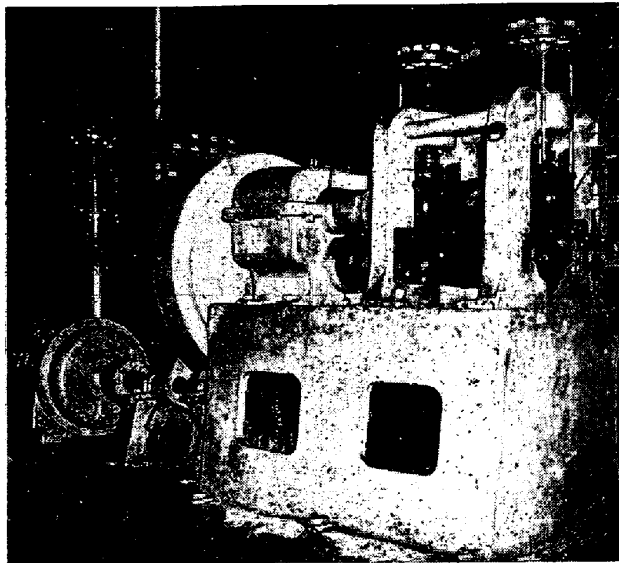


Photo. 9. General view of piercing-rolling machine used in the present study.

以上、ねじりに伴ない試験部に発生する欠陥と2次引張応力との関係について検討するとともに、2次引張応力の最大値に対する破断ねじり回数と2次引張応力が最大を示すねじり回数との相関性について考察した。この結果、2次引張応力-ねじり回数線図の型式は歪速度とともにクラック、ボイド、結晶粒の粗大化などの因子に依存し、これら因子の挙動が顕著となる時期は2次引張応力が最大となるときに相当することがわかった。しかも2次引張応力が最大となるときのねじり回数は、上記の諸因子が顕著となる時期を知るうえできわめて有効であることが確認された。したがって別に報告²⁴⁾したように、2次引張応力-ねじり回数線図における2次引張応力の最大値に対応するねじり回数によって熱間ねじり加工限度を示すことができる。

4. 熱間ねじり加工性と穿孔性の相関に関する実験結果

以上述べた多くの実験結果によれば、熱間のねじり変形の過程で発生する2次引張応力は、歪、歪速度および温度に依存する材料の高温特性で、その挙動は材質、性状に密接な関係があり、かつ表面疵および内部に発生するボイドの分布などの破断挙動ともよい相関があることがわかり、さらに2次引張応力の挙動にもとづいてのねじり加工性の評価は、従来の加工性のそれに比べて有効であることが結論された。元来、熱間ねじり試験は、金属材料の加工性を評価するために注目せられる方法であり、著者の結論した上述のような評価が従来の方法と比べて実際の熱間加工性により相関となつて示されればさらに有効であろう。そこで、Table 1に示した炭素鋼

Table 7. Dimension of piercing-rolling machine used in the present study.

Designation	Dimensions
Roll diameter	Max. 150 mm ϕ
Roll length	670 mm
Roll face angle	3°30'
Roll cross angle	6°
Roll opening	25 mm
Guide shoe	Taper type
Roll revolution	20r.p.m., 40r.p.m.
Motor	20kW

A-12, 低合金鋼 B-3 および合金鋼 C-6, D-1, E-10, H-1 の7鋼種を用い、ねじり試験と、穿孔性試験用圧延機による加工性の評価をあわせて行ない、加工性評価の確認を行なつた実験結果を述べる。

4.1 熱間ねじり加工性と穿孔加工における臨界変形量の関係

穿孔試験には Table 7 に示す性能をもつ実験用小型穿孔圧延機を用いた。Photo. 9 にその外観を示した。穿孔試験片の形状は両端の直径が、それぞれ 25 mm ϕ と 30 mm ϕ 、長さが 150 mm のテーパ型である。また同時に行なつたねじり試験における試験片は試験部の直径 8 mm ϕ 、長さ 20 mm のものである。試験温度、800~1300°C の範囲を対象とし、試験速度は高速(ねじり: 750 rpm, 穿孔: 40 rpm) および低速(ねじり: 80rpm, 穿孔: 20 rpm)の2種類について行なつた。

穿孔試験で試験片の中心部に亀裂が発生しはじめる圧下率を臨界変形量 δ % であらわし、ねじり試験で得られた2次引張応力の最大値に対応するねじり回数 (N_m) と

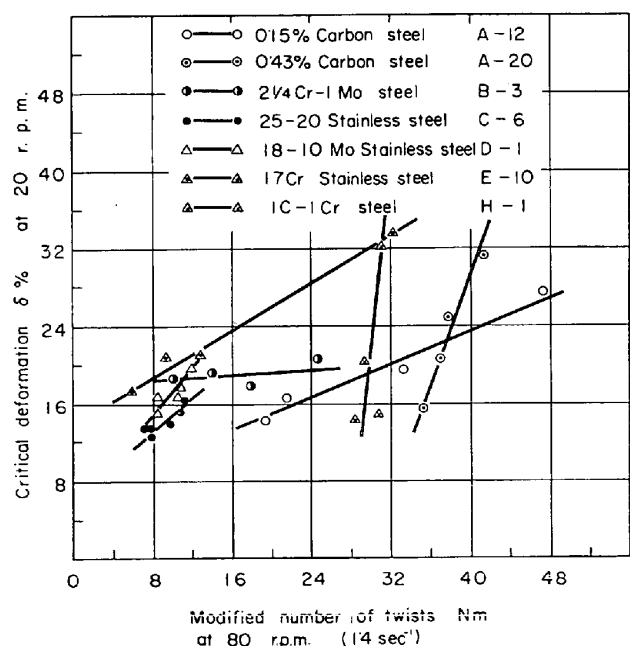


Fig. 42. Relation between critical deformation in piercing test and modified number of twists N_m .

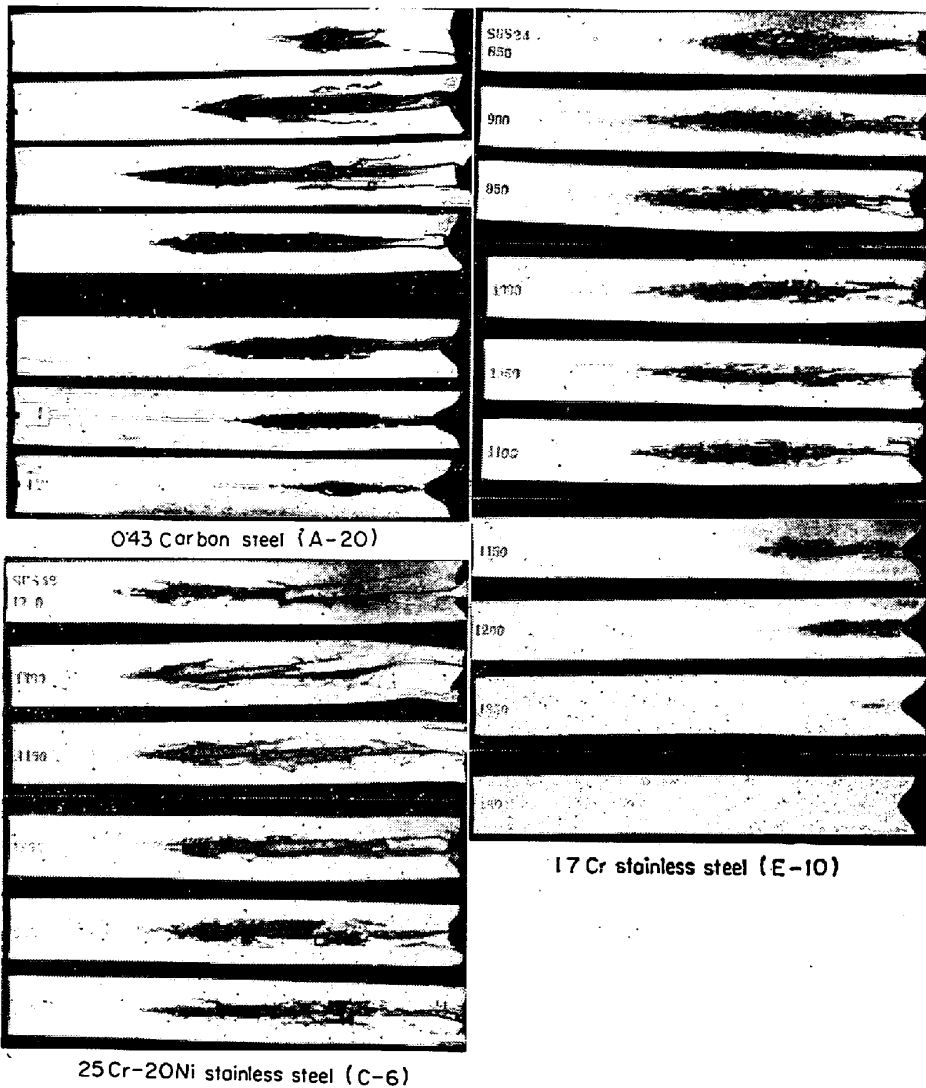


Photo. 10. General view of piercing test pieces.

Table 8. k and δ_0 value of steel specimens.

Specimens	k	δ_0
0.15% C Carbon steel A-12	1.915	9.52
0.43% C Carbon steel A-20	2.216	3.85
2 $\frac{1}{4}$ Cr-1Mo steel B-3	0.337	16.10
25Cr-20Ni Stainless steel C-6	0.268	14.00
18Cr-10Ni Stainless steel D-1	0.146	15.75
17Cr Stainless steel E-10	6.270	12.20
1C-1Cr steel H-1	1.710	8.31

の関係で示すと Fig. 42 のようになる。図によると、いずれの鋼種の臨界変形量も 2 次引張応力の最大値に対応するねじり回数が大きくなるほど増大し、穿孔性とねじり加工性との間にきわめて密接な関係があることがわかる。なお、このときの穿孔試験で発生した亀裂の代表例を Photo. 10 に示した。つぎに上述の穿孔性とねじり加工性の関係を一般化するために、ねじり試験における 2 次引張応力の最大値 (σ_t) と最大剪断応力 (τ) の比 (σ_t/τ) を熱間ねじり加工係数 ΔR であらわし、これと臨界変形量との関係について検討した。Fig. 43 から明らかのように、対象とした試験条件では熱間ねじり加工係数 ΔR と臨界変形量 δ の間には

$$\log \delta = \delta_0 + k \cdot \Delta R \dots\dots\dots (9)$$

なる関係が成り立つ。ここに k , δ_0 は材質による定数で、試験材についての値を Table 8 に示した。

Fig. 43 に示す結果のうち 17 Cr 鋼 E-10 が他の鋼種にくらべ

て大きいバラツキを示すのは、すでに Fig. 43, Photo. 4 において述べたようにねじり試験では発生する 2 次引張応力が小さいので測定に誤差を生じやすいことおよび剪断力をうけて異常変形を起こしやすいので、穿孔試験における亀裂の発生位置が測定しがたいことが原因と思われる。

つぎに低合金鋼 B-3 および合金鋼 C-1, D-1, E-10 を用い、800~1300°C の温度域で熱間ねじり加工係数および臨界変形量におよぼす試験速度 (ねじり: 80~720 rpm, 歪速度 1.4~10.3 sec⁻¹; 穿孔 20~40rpm) の影響について検討し Fig. 44 の結果を得た。図中の直線は $\Delta R(\text{低速}) = \Delta R(\text{高速})$ および $\delta(\text{低速}) = \delta(\text{高速})$ として引いたものである。直線上に測定点が集れば加工性は速度の影響を受けないことを示すが、測定点はいずれも直線の上側にプロットされ、鋼種によつて程度は異なるけれども、熱間ねじり加工係数および臨界変形量はいずれも速度の増加により増大し速度依存性を示

す。したがって、(9)式を一般化するためには、さらに速度条件を考慮しなければならない。

(9)式のように、ねじり試験によって穿孔性が予知できるのは、ねじりと穿孔での変形が力学的にきわめて類似しているためと考える。なお、ねじり加工性および穿孔性に関し、C. L. CLARK, J. Russ²⁵⁾ はねじり試験で得られるトルクと破断ねじり回数の比 (Twist-torque ratio) をもって加工性の表示を試み、さらにこの方法が製管加工のときの穿孔性の判断に有効であることを示唆した。著者の熱間ねじり加工係数による提案²⁶⁾は類似の方法ではあるけれども、彼らが破断までのねじり回数を用いているのに比べ、ねじり加工限度を示す2次引張応力を対象とした点が最も異なる。

4.2 穿孔加工における2次引張応力の重要性

ねじり変形で発生する2次引張応力を対象としねじり加工性について検討すると、穿孔性ととの間に(9)式で示す関係のあることがわかった。以下このような関係が成り立つ理由と、穿孔加工における2次引張応力の重要性について考察した。

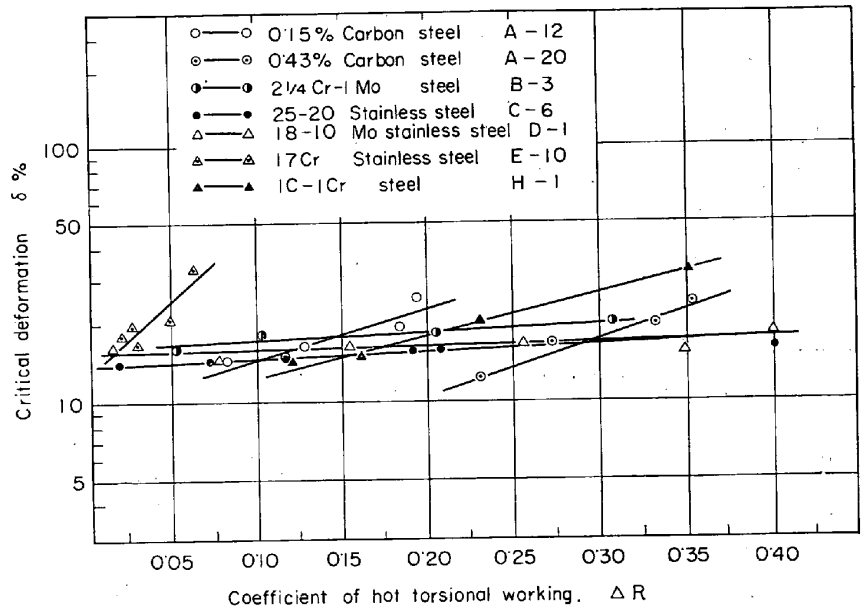


Fig. 43. Relation between coefficient of hot torsional working and critical deformation.

ねじりと穿孔性の関係を明らかにするには、それぞれの変形機構を知ることが重要となるが、従来これらの点について検討したものはきわめて少ない。著者が行なつたねじり変形についての検討結果によると、ねじり過程においてトルク(剪断応力)のほかには試験片の軸方向に2次引張応力が発生する。この2次引張応力は剪断力のため生ずる応力で、歪、歪速度および温度に関係し、加

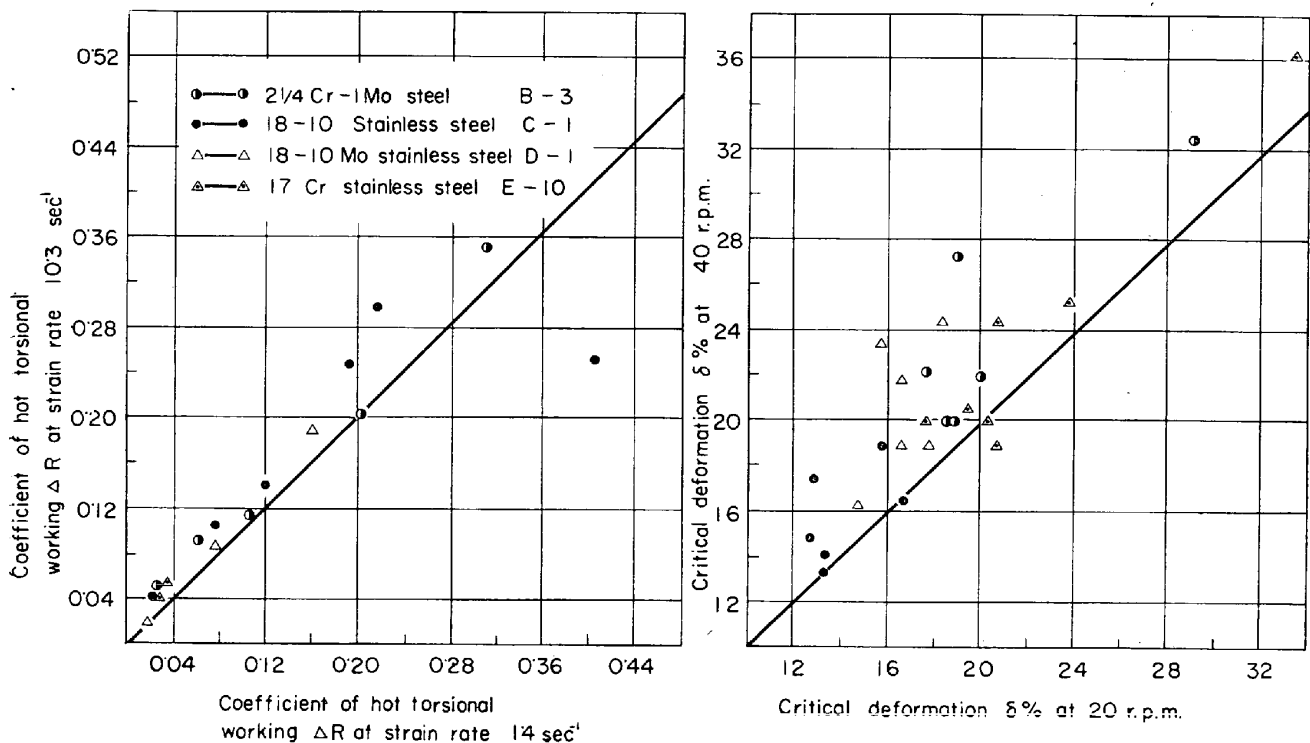


Fig. 44. Relation between coefficient of hot torsional working, critical deformation and tested revolution.

工しやすい条件のもとでは大きい値を示すことが明らかとなつた。いつぼう、穿孔機構について SIEBEL²⁷⁾ は鋼片の中心に孔のあく要件として直径方向の塑性圧縮力を挙げ、この応力の作用下では鋼片の中心部に 2 次引張力の働らくことを述べた。池島²⁸⁾ は各種鋼材および錫、鉛などを用いて回転鍛造を行ない、2 次引張力によりこれらの材料の中心部に孔のあくことを確めた。また、鈴木²⁹⁾ は穿孔加工における鋼片中心部の亀裂はロール圧力による 2 次引張力のため発生、成長し、この発生位置と大きさは管の内面疵と密接な関係にあることを示した。

よく知られるように管の内面疵は穿孔の初期において鋼片の中心部付近に生ずる引張力のため発生、成長する。もしこの亀裂が鋼片の中心部付近に限られたものであれば、ドルンによる圧延のため圧着し、消失して疵とにならない。しかしこの亀裂が鋼片の中心より離れたところで成長したり、最初から中心より離れた位置で起これば、穿孔中ドルンによる圧延で消失せず疵となつて残る。他方、この亀裂発生の原因となる引張力は穿孔作用にも影響し、これがあまり小さければドルンの磨耗が大きくなり、そのうえロールよりうける力が増大して外面疵を生じやすくなる。またドルンの抵抗のため、圧延中鋼片が前進しなくなるおそれがあるので、この引張力をあまり小さくすることは望ましくない。したがって内面疵の発生を防ぐためには、この引張力が中心部に亀裂を起こす程度に留めて、それ以上に過大な力がかからぬようにすることが必要となる。

以上述べた穿孔加工における引張力は、ロール圧力にもとづく剪断力によつて 2 次的に発生するので、ねじり試験における 2 次引張応力と同じ特性を示すと考えられ、しかもねじり加工性と穿孔性との間に (9) 式の関係があるので、ねじり試験で得られる 2 次引張応力は穿孔加工における適正条件を知るうえにきわめて重要な因子となる。

5. 結 言

従来、ほとんど無視されていたねじり試験で発生する軸方向 2 次応力に着目し、ねじり変形様式について検討するとともに、熱間加工性に対する軸方向 2 次応力の重要性について考察した結果、つぎの結論を得た。

(1) 軸方向 2 次応力は剪断歪に伴つて発生する応力で、再結晶温度を境とし低温側では圧縮、高温側では引張応力として作用する。圧縮応力から引張応力に移行する温度を変移温度と名づけ多くの試料についての実験によつて、変移温度と再結晶温度が一致することを明らかとした。

(2) 2 次引張応力 (σ_t) が発生しはじめる剪断歪 (ϵ') と温度 (絶対温度 T_K) の間には

$$\epsilon' = \epsilon_0 \cdot (T_K)^{-R}$$

なる関係があり、2 次引張応力の発生は再結晶と密接な関係がある。

(3) 2 次引張応力 (σ_t) の大きさは歪 (ϵ)、歪速度 ($\dot{\epsilon}$) および温度 (絶対温度 T_K) に依存し、これらの間には

$$\sigma_t = \log K \cdot (\epsilon^m \cdot \dot{\epsilon}^n \cdot T_K^A)$$

なる関係がある。

(4) ねじり変形様式を大別すると 3 グループに分類でき、各グループに属するトルク-ねじり回数線図、2 次引張応力-ねじり回数線図および破断形状の間には顕著な相関が存在し、ねじり変形をうけた材料が、いずれのグループに属すかは、加工による硬化速度と加熱による軟化速度の相互関係によつて定まる。

(5) ねじり過程で発生するクラック、ボイドおよび結晶粒の粗大化は、2 次引張応力-ねじり回数線図の型式と密接な関係があつて、この線図における 2 次引張応力の最大値に対応するねじり回数はねじり加工限度を示す。

(6) 熱間ねじり試験から得られる熱間ねじり加工係数 (ΔR) と穿孔試験での臨界変形量 (δ) の間には

$$\log \delta = \delta_0 + k \cdot \Delta R$$

なる関係があるので、熱間ねじり試験によつて穿孔性が十分予知できることを明らかとした。

本研究を遂行するにあたり、いろいろ御指導下さつた東京工業大学、作井、中村両先生に厚く謝意を表します。

文 献

- 1) A. NADAI: J. Applied Mechanics, **A77**(1941), A. 78
- 2) 豊島: 鉄と鋼, **41** (1955) 3, p. 344
- 3) O. W. ELLES: Trans. Amer. Soc. Steel. Treect. **21** (1933), p. 673~699
- 4) W. L. KENT: J. Inst. Metals, (1928), p. 209-226
- 5) E. OROWAN: BISRA report MW/F/20/50 March, 1950
- 6) 市原: Tohoku Imperial Univ. Technology Reports, **12** (1936~1938), p. 63~118
- 7) C. L. CLARK: Metal Technology, **12** (1945) Dec, p. 1~13
- 8) D. E. R. HUGHES: J. Iron & Steel Inst. (U.K.) March, (1952), p. 214~220
- 9) F. K. BLOOM: Metal Progress, **59** (1951), p. 250~256
- 10) 作井, 中村: 鉄と鋼, **50** (1964) 4, p. 593
- 11) 例えば森島: 鉄と鋼, **44** (1958) 5, p. 552
- 12) 前掲 8)

- 13) Л. Т. ТИМОЩУК и Н. ИСТРАТОВ: 131 3
Аболская Лабор 29 [10], p. 1225~1228
('63)
- 14) 両角: 日本鋼管技報 No. 12, May (1958)
- 15) 武田: 日本金属学会誌, 15 (1951) 3, p. 101~
106
- 16) A. NADAI: Plasticity, p. 216 New York (1931)
Mc Graw Hill Book Co., Inc.
- 17) C. ROSSARD and P. BLAIN: Recherches sur la
déformation des aciers à chaud (I), Publica-
tion IRSID Série A No. 174, Oct. (1958)
- 18) 武田: 日本金属学会誌, 14 (1950) 12, p.12~15
- 19) R. HILL: 塑性学 (鷲津, 山田, 工藤共訳),
培風館 (昭和29年), p. 321
- 20) 麻田: '塑性変形の理論と応用' コロナ社, (1950)
p. 110
- 21) G. WALLQUIST and K. NILSSON: Jernkont,
Ann., 147 (1963), 3
- 22) A. H. COTTREL: 'Theoretical Aspects of Fra-
cture', New York 1959, Massachusetts Institute
of Technology and John Wiley & Sons, Inc.
- 23) R. T. RATCLIFFE and G. W. GREENWOOD:
D 316 Phil Mag 12 [115], 59~69 ('65)
- 24) 両角: 鉄と鋼, 47 (1961) 10, p.1457
- 25) C. L. CLARK and J. RUSS: A.I.M.E. Tech-
nical Publication No. 1839
- 26) 両角: 鉄と鋼, 46 (1960) 3, p. 323
- 27) SIEBEL: Stahl und Eisen, (1927)
- 28) 池島: 日本機械学会誌, 56~411 (昭28-4), 263
- 29) 鈴木: 鋼管技報17号, 昭和28年7月