

- and Steel Inst. (1952) 403~409
- 12) J. D. Fast: Stahl und Eisen 73 (1953) 1484~1496
- 13) 例えば H. Hauttmann: Stahl und Eisen, 61 (1941) 129~136, 164~170, 377~379
- 14) H. W. Gillett: Project No. 13, Joint ASME-ASTM Research Committee on Effect of Temperature on the Properties of Metals, Amer-Soc. Test. Mat., Philadelphia, (1941) 112
- 15) 沢村 宏, 盛 利貞: 学振製鋼第 19 委第 3 分科会資料 No. 3356 (1954)
- 16) G. W. Geil, N. L. Carwile and T. G. Digges: J. Research Natl. Bur. Standards, 48 (1952) 193 (Research Paper No. 2305)
- 17) K. H. Jack: Acta Crystallographie, 3 (1950) 392~394

## 鋼の高温加工強度に関する研究 (III)

(引 張 り 破 断 状 況)

井 上 勝 郎\*

### STUDIES ON THE HOT-WORKING STRENGTH OF STEELS (III)

(Rupture Characteristics)

Katsuro Inouye

#### Synopsis:

As one method of expressing rupture characteristics of steels, states of rupture can be used. In this report, the author compared and studied the states of nominal stress-conventional strain-curve and elongation percentage etc. described in No. 2 report, thus obtaining characteristics of high-temperature high-speed deformation of various steels.

The  $\gamma$ - $\alpha$ -embrittlement, the 900°C-embrittlement recognized in the course of these experiments were also made clear.

By performing high-speed tension test at the super-high temp. of 1250°C up to the melting point, the author further discovered that deforming resistance uniformly continued to decrease until it reached the melting point.

#### I. 緒 言

一般に鋼材の変形に対する難易, 特に破損に耐える特性は鋼材の変形能と言われ, これは特に応力状態により著しく左右されるものである。従つて高温塑性加工に対する変形能を実験するためには, 目的とする塑性加工にできるだけ近似した応力状態下の変形を再現しなければ信頼すべき結果が得られない。然しそれでは実用上不便であるから, 実験室的に行えるような高温変形能試験法が色々提案されている。それは例えば高速度振り試験<sup>1)~4)</sup>, 屈曲試験<sup>5)</sup>, 膨出試験<sup>6)</sup> 等であつて, 夫々或る程度の有効性が認められ, かつ今後の研究による発展が期待されている。

これに対して 1 軸引張り試験における破断状況もまた

変形能の表示法として用いられる事があるが, 上記の事情から考えて, これもまた完全な変形能試験法とは考え得ない。然しこの試験法の有利な点として, (1) 最も単純な基本的応力状態であるから, 他のすべての試験法に対して基準的な目安を与える。(2) 鋼材は一般に引張り変形によつて最も破損を生じ易い等の事実がある。

筆者は第 2 報で述べた如く, 多数の鋼種について, 各種の高温高速度の条件下で引張り試験を行つたので, その際に得られた破断状況の知識を, 以上の見地から変形能の 1 つの観察法として整理してみた。ここにその結果を報告する。

\* 日本特殊鋼管株式会社

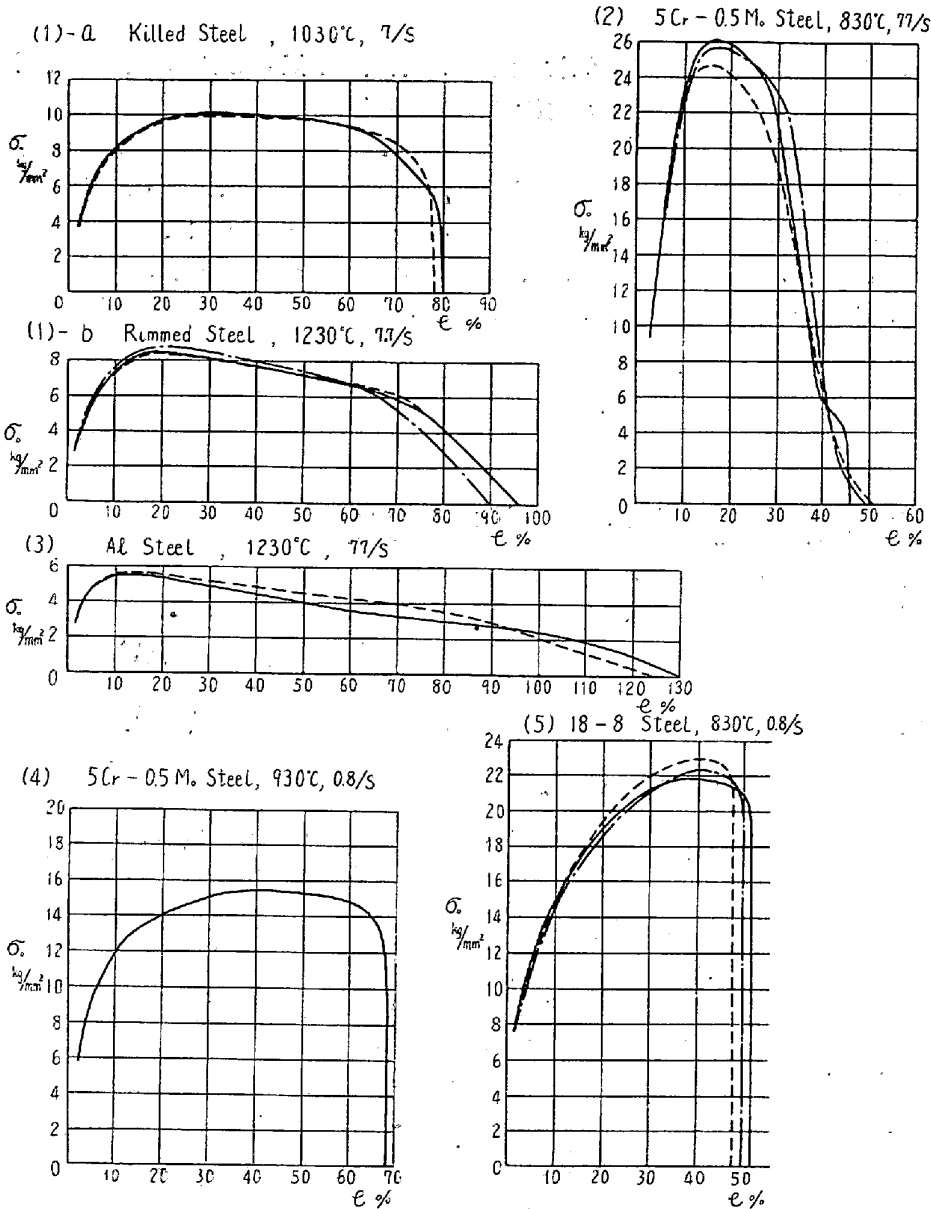


Fig. 1. Various types of  $\sigma_0$ - $e$ -curves

II. 応力・歪曲線の形状

第2報で述べた如く、15鋼種について、温度1230°C、1030°C、830°C、変形速度77/s、7/s、0.8/sの各組合せで引張り試験を行つた結果、第2報の応力-歪曲線(Nominal Stress-Conventional Strain Curve)が得られた。応力-歪曲線の最大荷重点迄は試験片が一樣変形をしているから、第2報では此処迄を変形抵抗の算出に利用した。最大荷重点は試験片の1ヶ所に局部収縮(Necking)を生じた点であつて、以後破断迄は試験片の応力分布も伸びの分布も不均一であるから、変形抵抗の測定には役に立たない。然しそれ以後破断迄の試験片各部の変形状況は応力-歪曲線の形状に示されるわけであつて、応力-歪曲線の形状は鋼種の変形特性の1つの

目安となる。この意味で、今回得た各種の応力-歪曲線の形状を概観すると Fig. 1 に示す様な5型式に大別する事ができる。Fig. 1 は各型式の例として、実際の曲線を示したものである。この5型式の内容は次の如くである。

(1) 一般高温型(1型):高温高速度引張りにおける最も一般的な変形である。局部収縮を生じた後、変形はそこに集中するが、同時に他の部分も伸びるために、最大荷重点から或る伸び長さ迄水平または緩やかな傾斜で伸びが継続する。そして或る点で破断が始つて荷重は急に低下して破断を完了する。局部収縮部に變形が集中する程度により、1a型の様に水平部分が現われる事もあり、1b型の様に最高荷重点以後傾斜部のみからなる場合とがある。

Table 1 に破断型式の一覧表を示してあるがこれをみれば明らかな様に、1230°Cおよび1030°Cにおける変形は、大部分の鋼種がどの変形速度でもこの型式をとつている。

(2) 常温近似型(2型):局部収縮発生後全長が伸びる事がなく、直ちに局部収縮部に變形が集中して破断過程にはいる場合であつて、常温引張りの場合に似ている。この型式が現われるのは比較的低温で高速

度変形の場合に限り、また硬化性の強い合金鋼に現われ易い。即ち常温変形に近い加工硬化型変形の特徴である。Table 1 に示す如く、830°Cにおけるペアリングレース鋼、4140鋼、含Mo鋼或いは3%Al鋼にこの型が現われている。

(3) 粘性型(3型):局部収縮の進行と共に試験片全体が著しく伸びた場合であつて、平衡部と破断部の区別がなくなつている。これは1b型の特殊の場合とも見る事ができる。この型は3%Al鋼と25%Cr鋼の1230°C或いは1030°Cの高速の場合に特有である。この鋼種は高温で極端な柔軟性を示す特殊な材料である。

(4) 高温脆性型(4型):平行部に続く破断部が垂直に下る場合であつて、高温脆性の存在を示す。これが現

Table 1. Elongation values and types of  $\sigma_0$ - $e$ -curve

Type of steel	Temperature °C	Total Elongation (a) %			Elongation at max. load (b) %			(b)/(a) %			Type of $\sigma_0$ - $e$ curve		
		17/s	7/s	0.8/s	77/s	7/s	0.8/s	77/s	7/s	0.8/s	77/s	7/s	0.8/s
Rimmed steel	1230	95	98	88	20	32	28	21	33	32	1b	1a	1a
	1030	80	83	84	22	32	32	27	38	38	1b	1a	1a
	930	75	88	85	20	32	30	27	37	35	1a	4	4
	830	75	70	72	22	35	38	29	(50)	(53)	1b	4	4
Killed steel	1230	95	95	86	20	26	28	22	28	33	1b	1a	1a
	1030	74	79	80	20	30	30	27	39	37	1b	1a	1a
	930	70	75	68	28	35	25	40	47	37	1a	4	1b
	830	74	62	93	20	29	20	27	45	22	1b	1a	1b
SAE 1035	1230	100	103	97	12	28	25	[12]	27	26	1b	1a	1a
	1030	80	84	76	12	25	25	[15]	30	33	1b	1a	1a
	830	65	66	65	12	22	25	[19]	33	38	1b	1a	1a
SAE 4140	1230	105	105	95	24	24	28	23	23	29	1b	1a	1a
	1030	80	80	80	20	24	24	25	30	30	1b	1a	1a
	830	60	60	60	20	28	24	33	47	40	2	4	4
Bearing race steel	1230	90	92	88	13	25	25	[14]	27	28	1b	1a	1a
	1030	92	87	83	15	30	20	[16]	34	24	1b	1a	1a
	830	55	60	60	20	30	25	36	50	42	2	2	2
Free cutting steel	1230	83	84	88	25	25	26	30	30	29	1a	1a	1a
	1030	68	72	77	20	35	35	29	49	46	1b	1a	1a
	930	68	70	68	20	30	25	29	43	37	1a	4	1a
	830	72	50	47	18	30	27	25	(60)	(57)	2	4	4
0.5 Mo steel	1230	90	100	87	18	30	30	20	30	35	1b	1a	1a
	1030	70	70	57	14	30	25	20	43	44	1a	1a	1a
	930	68	68	58	24	28	18	35	41	31	1a	4	4
	830	68	48	32	15	30	30	22	(63)	(93)	2	4	4
1Cr-0.5Mo steel	1230	100	95	92	25	20	30	25	21	33	1b	1a	1a
	1030	75	67	65	18	20	35	24	30	(54)	1a	1a	1a
	930	65	62	48	24	25	25	37	40	(52)	1a	4	4
	830	65	58	42	18	32	25	28	(55)	(60)	2	4	4
2.25Cr-1Mo steel	1230	90	95	90	20	25	25	22	26	28	1b	1a	1a
	1030	68	75	75	25	35	30	37	47	40	1b	1a	1a
	930	65	62	52	15	25	30	23	40	(58)	2	4	4
	730	45	55	50	20	25	30	45	46	(60)	2	4	4
5Cr-0.5Mo steel	1230	80	85	85	15	25	20	19	29	24	1b	1a	1a
	1030	70	70	62	25	30	25	36	43	40	1a	1a	1a
	930	60	54	68	24	28	40	40	(50)	(59)	1a	4	4
	830	47	41	—	17	30	—	36	(73)	—	2	4	—
3% Al steel	1230	126	115	115	12	12	16	[9.5]	[10.5]	[14]	3	3	3
	1030	105	105	97	14	16	16	[13]	[15]	[10]	3	3	3
	830	58	64	64	14	12	16	24	19	25	2	2	1b
13Cr steel	1230	85	95	87	16	20	16	[19]	21	[18]	1b	1a	1b
	1030	70	75	70	20	30	25	27	40	36	2	1a	1a
	930	65	—	80	20	—	25	31	—	31	2	—	4
	830	35	50	45	12	25	20	34	50	44	2	4	4
25Cr steel	1230	120	160	155	15	10	10	[13]	[6]	[7]	3	3	3
	1030	95	107	120	12	15	8	[13]	[14]	[7]	3	3	3
	830	53	60	70	17	20	13	32	33	[19]	2	2	1b

Table 1—Continued

18-8 steel	1230	88	105	100	15	15	20	[17]	14	20	1a	1a	1a
	1030	55	60	70	25	25	35	46	42	(50)	2	5	5
	830	45	40	50	22	32	45	49	(80)	(90)	2	5	5
18-8-Mo steel	1230	80	90	93	15	20	18	[19]	22	[19]	1b	1a	1a
	1030	60	65	75	20	35	30	33	(54)	40	2	5	5
	830	45	40	50	20	35	45	44	(87)	(90)	2	5	5

われるのは Table 1 に示す如く Al 脱酸をした低炭素鋼および Cr-Mo 鋼の 930°C および 830°C の場合であつて、後に詳しく説明する。

(5) 常温脆性型 (5型): 2型の特殊な場合とも見られ、平衡部は殆んどなくて、急に脆性破断となつている。Table 1 に示す如く 18-8 系不銹鋼の 1030°C および 830°C の場合に限つた現象である。

以上の 5 型式によつて、全部の場合を分類した結果が Table 1 に示してある。

### III. 破断状況

前節に述べた応力-歪曲線の形状は、夫々各種の試験片の破断の状況に対応している。

(1) 一般高温型の場合は試験片全体がかなり伸びた上に、破面は点状に近い。Fig. 2 (a) はその例としてリムド鋼, 1230°C の場合を示した。

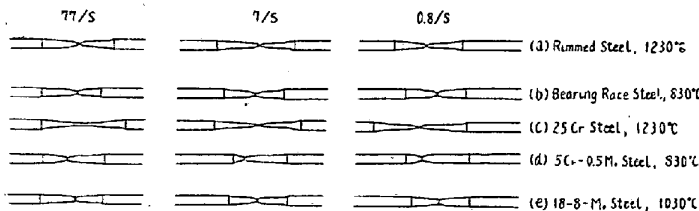


Fig. 2. Test pieces after fracture.

(2) 常温近似型の場合は (1) の場合に近いが、全体の伸びが少なく、かつ破面はカップ状に近ずいている。

Fig. 2 (b) はその例としてベアリングレース鋼, 830°C の場合を示した。

(3) 粘性型の場合は試験片全長が緩慢に伸びて、あたかも鉛を引き伸ばした様な状況で切断している。Fig. 2 (c) はその例として 25% Cr 鋼, 1230°C の場合を示した。

(4) 高温脆性型は (2) よりも更に伸びが少なく、破面は更にカップ状である。Fig. 2 (d) はその例として 5%Cr-0.5%Mo 鋼, 830°C の場合を示した。

(5) 常温脆性型は常温における普通鋼の破断様式とよく似た状況で破断する。Fig. 2 (e) はその例として、18-8-Mo 不銹鋼 1030°C の場合を示した。

### IV. 伸び率

引張り試験における伸び率を、変形能の比較に用いられる事が多いので、この場合も全部の場合について破断後の全伸び率、最大荷重に達したときの伸び率および両者の比を測定して検討した。その結果を Table 1 に示した。これを通覧すると次のような事がわかる。

(1) 全伸び率は全般的に大きいのが、温度による影響が大きく、材質および変形速度の影響は明瞭ではない。1230°C では 80~100% の伸び率が、830°C では 45~65% に低下する。

(2) 最大荷重時の伸び率は、材質、温度による差はないが、変形速度の影響があり、高速変形の時に値が小さい。但し 3% Al 鋼と 25% Cr 鋼は特にこの値が小さい。

(3) 最高荷重時の伸び率を全伸び率で割つた比は、低温高速の時に小さく、高温低速の時に大きい特徴がある。言いかえれば、加工硬化性が大きい様な変形条件の時にこの値は小さく、小さくなる条件の時に大きい。この事は応力-歪曲線の形状の変化に対応して当然の事である。この値が 50% 以上の場合 (Table 1 ( ) 印は応力-歪曲線の (4) 型または (5) 型に対応し、20% 以下の場合 (Table 1 の [ ] 印は応力-歪曲線の (1) 型または (3) 型に対応している。

結局高温引張り変形における伸び率は上記の程度の特徴があるに過ぎず、変形能の表示としてはあまり敏感な特性ではない。むしろ応力-歪曲線の形状の方が変形特性を推察するのに有効であり、従つて伸び率を用いるならば、最高荷重時の伸び率と全伸び率との比を用いるのがよいと考える。

### V. $\gamma$ - $\alpha$ 脆性

鋼の熱間変形において、 $\gamma$  相の中に  $\alpha$  相が析出する温度範囲では、変形状況が特異となり、温度変化に対して変形抵抗が異常な変化を示す事は、既によく知られた事実である。この現象は鋼の高温変形抵抗に関する既往の研究の殆んどすべてに記録されている事であるが、今回の実験でも明瞭に認める事ができた。この事は第 2 報に

において変形抵抗と温度との関係を論じたときに既に説明したから省略する。またその際次の様な特徴を認めている。

(1) この脆性は、 $\gamma$ 相に  $\alpha$ 相が少量析出し始めた時に変形抵抗が異常に低下する事によつて示される。 $\alpha$ 相がある量以上に析出すれば再び安定な状態となる。

(2) 変形速度が遅い程この現象は顕著に現われる。即ち変形速度が 0.8/s および 7/s の時は明瞭であるが、77/s の場合は殆んど認めない程度である。

(3) 普通の試験片は標点部の中央で切断するが、この脆性温度範囲で試験した試験片は、原則として局部収縮が試験片標点部の両端に近い2ヶ所に現われ、その中の1方で切断を生じている。Fig. 2 (d)はその例である。この説明は次の様に簡単にできる。Fig. 3 は低炭素鋼について測定した変形抵抗と温度との関係であるが、B

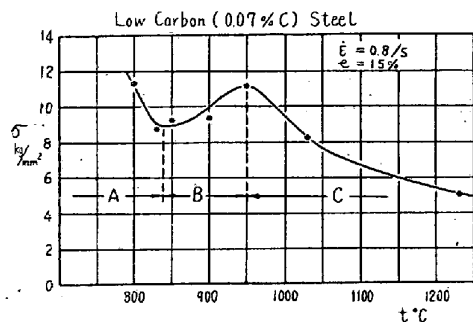


Fig. 3. Relation of flow resistance and temperatures of low C-steel.

が問題の脆性温度範囲である。試験片がこの温度範囲内にあると、温度が低い程変形抵抗が低いから、標点部の中央よりも両端の方が弱く、そこに局部収縮を生ずるところが局部収縮後変形の進行と共に、その部分は変形熱のために温度が上るので、変形抵抗が上昇してそこは変形が止り、他端に変形が移る。このために2ヶ所に局部収縮を生ずるのである。所が Fig. 3 のAまたはC部の様に温度低下と共に変形抵抗が上昇する温度範囲では温度の高い中央部で変形が始まり、変形と共にその温度が上昇すれば、ますますそこに変形が集中して破断に至るのである。

(4) C量が低い程、この現象が顕著に現われる。

(5)  $\gamma$ 相中に  $\alpha$ 相が現われさえすれば、炭素鋼に限らず各種 Cr-Mo 鋼でも (今回の実験では、0.5% Mo 鋼, 1% Cr-0.5% Mo 鋼, 2.25% Cr-1.0% Mo 鋼, 5% Cr-0.5% Mo 鋼) 全く同様の現象を示す。

(6) 13% Cr 鋼の様に、試験温度範囲全域にわたつて  $\gamma+\alpha$  の2相組織であつて、温度と共に  $\alpha$ 相の%

が変化する場合も、 $\alpha$ 相の量がごく少い温度範囲において同じ現象を認めた。

### VI. 900° 脆性

炭素鋼の高温引張試験を行つた場合に、900°C 付近で特殊な脆性破断を示す事が最近報告されている<sup>7)</sup>。これ等の研究はいずれも 10<sup>-4</sup>/s 程度の遅い速度で引張り試験を行い、900~950°C で伸び率に極少値の存在を認めたものである。然し引張り強さには異状を認めていない。この原因は Al 脱酸による AlN の挙動によるものと説明されている。筆者の実験においても、偶々同様の現象を認めたが、これには次の様な特徴がある。

(1) この脆性は破断面附近の外観に最も顕著に現われ、破断部の局部収縮は比較的少なく所謂脆性破断であり、且つ軸に直角に多数の小亀裂を伴う。Fig. 4 はこれを示すものであつて、1 % Cr-0.5% Mo 鋼において、930°C はこの脆性破断を、830°C は前節の2相脆性を示し、その他の温度では点状或いはカップ状破断を示している。

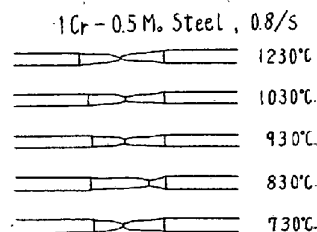


Fig. 4. Test pieces after fracture

(2) 伸び率にはあまり影響していない。Table 1 の数字をみても、930°C の値が極少値を示してはいない。また変形抵抗はこの温度で幾分高まる傾向があるが実用上無視できる程度である。

(3) 実験した 15 鋼種の中でこの現象を示したのは 0.5% Mo 鋼, 1% Cr-0.5% Mo 鋼, 2.25% Cr-1% Mo 鋼および 5% Cr-0.5% Mo 鋼のみであつた。低炭素リムド鋼およびキルド鋼にもこの現象は現われなかつた。この理由は上記 4 鋼種はすべて電炉製で Al 使用量が比較的多いためであろう。

(4) この脆性は低速変形程顕著に現われ、変形速度の上昇と共に消失する。Fig. 5 はその状況を示すもので、0.8/s では脆性破断面を示すが、7/s および 77/s では普通のカップ状破面になつている。然し、

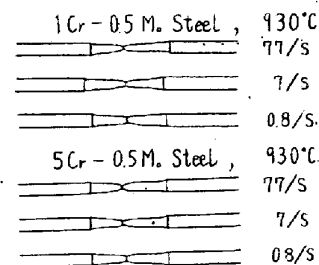


Fig. 5

0.8/s でも普通の引張試験よりは高速であつて、この程度は実際の塑性加工でも現われる速度であるから注意を要する。

## VII. 超高温における強度

高温塑性加工で実用される温度は普通 1250°C 程度迄であつてそれ以上の温度における加工強度特性はあまり実用上の意義はない。従つて鑄鋼の高温亀裂に関連して鑄鋼試験片により凝固直後 1200°C 附近迄の低速引張り試験を行つた研究<sup>9)</sup> 以外には、発表された例はないようである。然し今回の実験装置を用いると、この温度範囲の高温でも高速度引張り試験を容易に行えるので、鍛造試験片の高速変形に対するこの種の変形抵抗を知るのも興味ある事と思ひ、局部的熔融を開始する温度迄の超高温の試験を行つた。実験方法は第1報および第2報で述べたものと全く同一であつて、88/s の高速度の場合だけを実験し、第2報に示した低炭素キルド鋼と 5% Cr-0.5% Mo 鋼の残材を用いた。その化学成分を転記すると Table 2 の通りである。まずキルド鋼について得られた公称応力—慣用歪曲線は Fig. 6 の通りであつて、これから前報と同様の手続きで純粋変形抵抗を求め、温度に対する関係を示したものが Fig. 7 および Fig. 8 である。これ等の結果をみて次の様な事を認める事ができる。

(1) 変形抵抗は熔融点に近い高温迄、温度と共に一樣に低下し、特に急激な低下或いは局部的な上昇等は認められない。また第2報で述べた  $\ln \sigma = K_3 eA/T^k$  の関係がこの温度範囲でも成立する。但し Fig. 8 に示すように、その傾斜は 1200°C 以上ではやや急になる。

(2) 応力—歪曲線の形状は高温に至る迄、一般高温型の普通の型式を示している。従つて破断の様式にも特に変化はなく伸び率も 100% 程度を保持する。

以上は材料が局部的熔融を開始する迄の事であつて熔融が始まると、変形抵抗は 0 に近くなり、破断様式も完全な脆性破断となる。Fig. 9 は超高温における破断後の試験片の形状であつて、1460°C の場合が局部熔融の例である。

なお以上の結果は、試験片全体を数分間で変形温度迄

上昇させた場合の事であるから、超高温に長時間保持した場合に生ずる材質の劣化の影響は含んでいない。

5% Cr-0.5% Mo 鋼についても、Fig. 7 および Fig. 8 に示す様に殆んど同様な結果を得た。

## あ と が き

この研究は第1報から第3報を通じて、東大教授福井伸二博士の懇切な御指導の下に行われた。また東大教授管義夫、五弓勇雄、榎山正孝、橋口隆吉の諸博士に夫々適切な助言を仰いだ。報告を終るにあたり、厚く感謝の意を表す。またこの研究はすべて日本特殊鋼管株式会社において行われたものであつて、須永己代次社長以下各位の理解ある御援助と御鞭撻に対して厚く感謝する。また実験の遂行に日夜努力された同社研究課谷秀夫君およびこれに協力された安斎義造君その他の諸氏に深く感謝する。

(昭和 30 年 2 月寄稿)

## 文 献

- 1) Hughes, D. E. R.: The Hot-Torsion Test for Assessing Hot-Working Properties of Steels. J. of the Iron & Steel Inst. Mar. (1952)
- 2) Bloom, F. K. etc: Relation of Structure of Stainless Steel to Hot Ductility. Metal Progress, Feb., (1951)
- 3) Thrig, H.K.: A Quantitative Hot Workability Test for Metals. Iron Age, April 20 (1944)
- 4) 森島: 日本金属学会講演 昭和29年4月及び10月
- 5) Niedenthal, A.: Ein Beitrag zur Frage des Rotbruchs, Arch. für das Eisenhüttenwesen (1929) この他多数の例がある
- 6) Buchholtz, H.: Untersuchen feiner Oberflächenfehler bei der Warmverarbeitung von unlegierter Stahl. St. u. E., 12 Feb. (1953)
- 7) 山中, 佐藤: 鋼に現われる特殊熱脆性について。

Table 2. Chemical composition.

Type of steel	Chemical composition (%)							Heat treatment	Tensile strength at room temp. kg/mm <sup>2</sup>	Elongation at room temp. %
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo			
Low carbon killed steel	0.12	0.33	0.55	0.010	0.023	—	—	900°C, A.C.	48.8	39.2
5Cr-0.5Mo steel	0.09	0.25	0.45	0.020	—	4.65	0.67	900°C→F.C. →600°C→A.C.	50.4	36.3

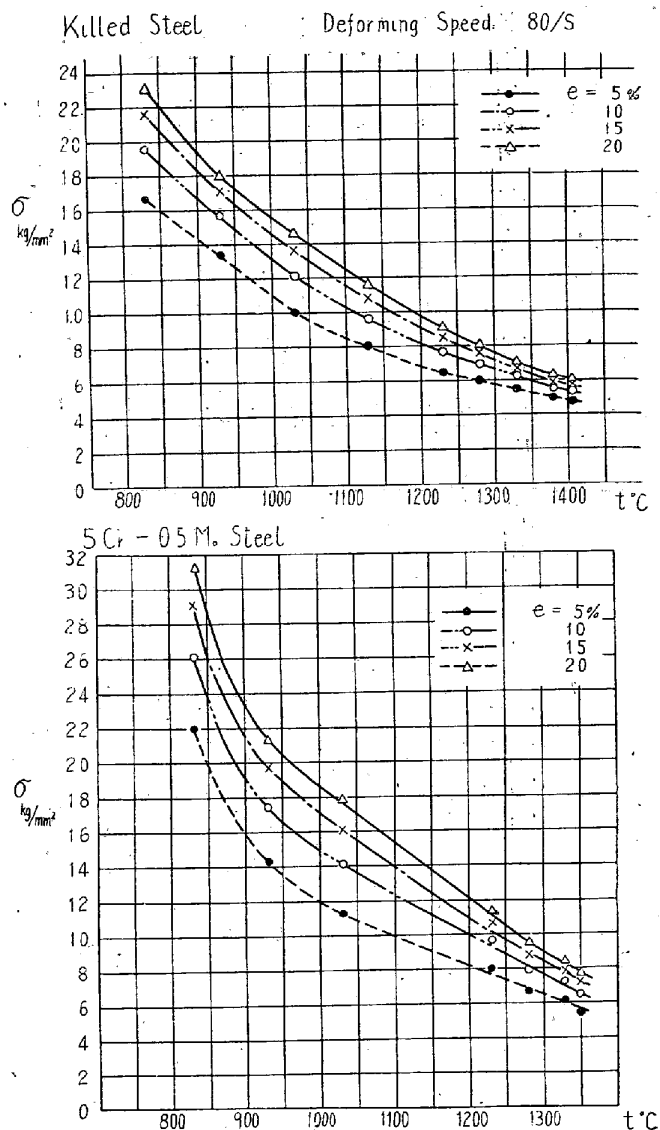
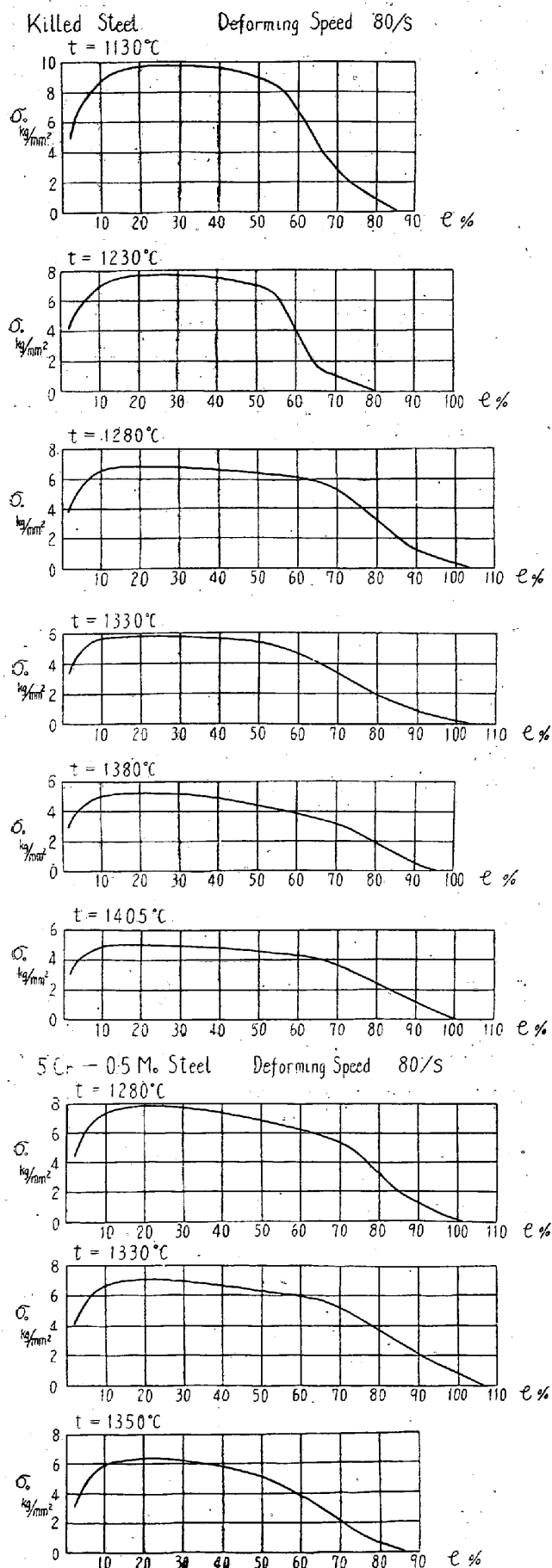


Fig. 7. Relations of flow stresses and temperatures.

← Fig. 6. Nominal stress ( $\sigma_0$ )-conventional strain ( $e$ ) curves at super-high-temperatures

鉄と鋼, 昭和 27 年 5 月

- 8) 矢島, 古沢: 鋼の高温脆性, 日本金属学会誌, 昭和 29 年 3 月
- 9) Hall, H.F.: The Strength and Ductility of Cast Steel During Cooling from the Liquid State in Sand Moulds. Iron and Steel Institute, Special Report No. 15

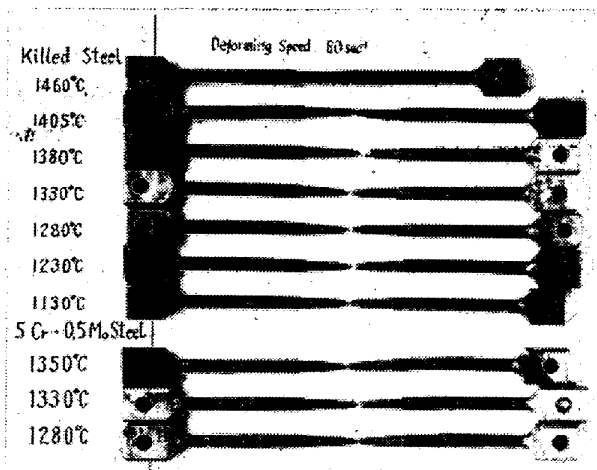
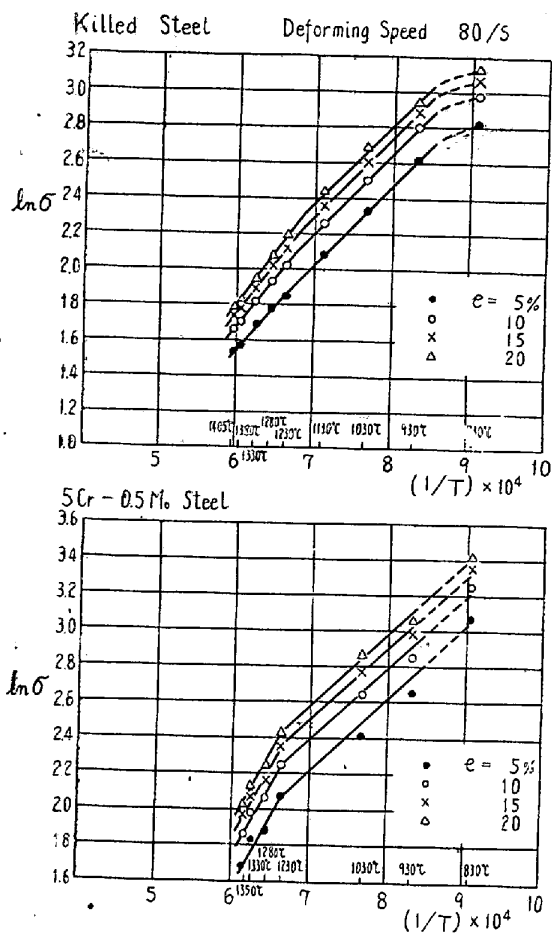


Fig. 9. The pieces after fracture

← Fig. 8. Relations of flow stresses (in logarithm) and absolute temperatures

### “最近に於ける平炉製鋼法の進歩”

(鉄鋼技術共同研究会製鋼部会報告書)

頒価一部 650 円 送料 80 円

上記の報告書残部が少々ありますので、売切れとならぬ内上記の金額を添え至急協会宛御申越下さい。