高炭素クロム鋼の ($\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$) 域の変形と破面観察†

砂 田 久 吉*

Deformation and Fractography of High Carbon-Chromium Steels at ($\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$) Region

by

Hisakichi SUNADA

(Himeji Institute of Technology, Himeji)

The materials used in this investigation were 1.43% C-1.88% Cr and 1.86% C-1.62% Cr steels. Both steels were worked either by hot forging between 1370 K and 970 K or by isothermal rolling at 950 K. The forged structure was composed of pearlite and carbide particles, while the rolled structure showed finer carbide particles distributing in ferrite matrix. Tension tests were performed at ($\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$) region in nitrogen gas by varying cross-head speeds.

The results obtained are as follows;

(1) The forged structure gave less elongation and relatively higher strength at room temperature than the rolled one.

(2) The elongation of 1.43% C-1.88% Cr steel was remarkably improved by quenching after rolling and the value was attained 220% at $4.1 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$. Not only fine grains and finer carbide particles, but also equiaxed grains without working effect were necessary for higher deformability at low strain rates.

(3) The fracture surface of the as-worked structure at room temperature showed a quasi-cleavage pattern without elongation, while the fracture pattern of the quenched structure after rolling, which showed higher elongation, changed into dimple and flat surface like interface sliding mixed dimple with increasing test temperature.

(Received Aug. 3, 1982)

キー・ワード：高炭素鋼，引張強さ，フラクトグラフィ

1 緒 言

1) 前報では炭素含有量が1.56% Cの過共析鋼の引張特性について報告した。棒状の初析セメンタイトとパーライトからなる組織では、パーライト中のセメンタイトに引張り裂を生じ、これがフェライト中に急速に伝ばするため、巨視的にはぜい性の破面を呈する。一方これらのセメンタイトが球状化された組織では、その破壊はフェライト基地とセメンタイトとはく離した箇所からはじまり、そのき裂は主としてフェライト基地内を選択的に伝ばするため、破断強度は小さくなるが延性的な破面を呈しやすいことを述べてきた。

微細粒化された高炭素鋼は A_1 点直下の温度域で微細粒超塑性現象を示すことが知られているが、この微細組織と変形挙動の関連性については未だ明らかではない。この報告では高炭素鋼にクロムを添加して炭化

物の高温での強化・安定化をはかり、熱間鍛造したパーライト組織と約 950 K で等温圧延加工によって炭化物およびフェライト粒を微細化させた組織の、973 K 以下の ($\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$) 域での引張特性とその破面模様に及ぼす効果について検討したので、その実験結果について述べる。

2 実験方法

本実験に用いた鋼は2種類でその化学成分を Table I に示す。これらの組成をもつ 50 kgf 鋼塊をまず 1350~900 K にて 70 mm 角材に鍛造加工したのち、この素材の一部はさらに同温度範囲で板厚 5 mm の板

Table I. Chemical composition of steels (wt. %).

C	Si	Mn	P	S	Cr
1.43	0.15	0.32	0.004	0.006	1.88
1.86	0.14	0.30	0.004	0.007	1.62

† 原稿受理 昭和57年8月3日

* 正 会 員 姫路工業大学 姫路市書写

Fig. 1. Micrographs of 1.43%C-1.88%Cr steel (3% nital).

材に加工した。素材の残部は時実³⁾の用いた加工熱処理法, すなわち約950 Kにて16回の等温圧延を繰返して最終板厚5 mmの板材に加工した。Fig. 1 には一例として1.43%C-1.88%Cr 鋼の鍛造および圧延加工組織の走査電顕による組織を(a)および(b)に示した。鍛造組織はパーライト組織中に球状化された炭化物の分散した混合組織に, 圧延組織はフェライト基地にさらに微細に球状化された炭化物の分散した組織になっていた。

この両加工材を前報と同じ形状寸法の引張試験片に機械加工した (Fig. 2)。圧延加工組織をもつ引張試験片の一部は機械加工後 1120 K (15 分保持後) より水焼入れした。この熱処理後の組織は Fig. 1 (c)に示すが未溶解の炭化物がマルテンサイト中に分散した組織になっていた。引張試験に先立って鍛造組織のパーライト粒径と炭化物, 圧延組織のフェライト径と炭化物, 圧延・焼入組織の旧オーステナイト粒径と未溶解炭化物の寸法測定を行った。これらの測定結果を Table II にまとめた。表中の () 内の値は標準偏差を示す。

Fig. 2. Dimension of specimen.

Table II. Grain size and carbide particle size (μm). The value in brackets indicates standard deviation.

		Forged	Rolled	Rolled treated
Grain size	1.43%C	11.0(2.8)	1.5(0.4)	3.4(1.0)
	1.86%C	15.2(3.2)	2.1(0.6)	3.8(1.1)
Particle size	1.43%C	0.96(0.29)	0.55(0.25)	0.37(0.19)
	1.86%C	0.76(0.24)	0.64(0.25)	0.57(0.26)

(μm)

引張試験は上述の3種の組織について行った。引張試験条件はクロスヘッド速度 0.5, 5, 50 および 500 mm/min (試験開始ひずみ速度 $\dot{\epsilon} = 4.1 \times 10^{-4} \sim 4.1 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$) に変化させ, 室温から 973 Kまでの ($\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$) 域の温度範囲である。加熱には赤外線ふく射型炉を用いて引張試験中は窒素ガスを流して試験片の酸

化を緩和させる雰囲気とした。

引張破断後の破面および破面下の引張変形組織観察には走査電子顕微鏡 (15 kV) を用いた。

3 実験結果

Fig. 3 には本実験中に最大伸び量を示した1.43%C-1.88%Cr 鋼圧延焼入組織 (973 K, $4.1 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$) の引張試験前後の試験片の形状変化を示した。試験片中央部はほぼ一様な変形が広がっているのがみられる。

Fig. 3. Specimens before and after testing (test condition; 1.43%C-1.88% Cr, rolled and quenched, 973K, $4.1 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$).

Fig. 4 は1.43%C-1.88%Cr 鋼の圧延加工後に熱処理された組織の真応力・真ひずみ線図を示す。ここで真応力 σ_t は公称応力 σ_0 および公称ひずみ ϵ_0 より $\sigma_t = \sigma_0(1 + \epsilon_0)$, 真ひずみは $\epsilon_t = \ln(1 + \epsilon_0)$ より計算した。Fig. 4 (a) は1.43%C-1.88%Cr 圧延熱処理鋼のひずみ速度 $\dot{\epsilon} = 4.1 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 一定にして, 試験温度による曲線の変化を示す。なお試験温度 300 Kのみは熱処理材ではなくて, 圧延加工状態組織の線図で破断応力は 810 MPa, 伸び量 2% であった。試験温度 673 Kまでは最高応力に達するまで一様に変形したのち急速に破断している。これ以上の試験温度では最高応力に達したのちに大きな伸び量がみられる。試験温度の上昇とともに破断までの伸び量は増加し, 変形の最大応力は低下している。変形開始時は加工硬化現象が優先するため応力は増加するが, 変形の進行とともに, また試験温度が高くなるほど組織の回復現象によって軟化する。最大応力に達したのちは変形による加工硬化と組織の回復が繰返されるが, ひずみ速度の小なるほど変形中の動的な回復の効果が卓越してくるため, 変形中の真応力は低下を続けることが考えられる。

Fig. 4 (b)は同じ1.43%C-1.88%Cr 圧延熱処理材の

(a) As a function of test temperature.

(b) As a function of initial strain rate.

Fig. 4. True stress-true strain curves of quenched specimen in 1.43%C-1.88%Cr steel.

試験温度 973 K で変形ひずみ速度による真応力真ひずみ線図の変化を示す。各曲線とも最高応力に達したのちかなりの伸び量を示すが、ひずみ速度の小なるほど組織の回復の程度が大きくなり、伸び量も大きくなっている。この引張試験結果から本鋼の変形能は低温高ひずみ速度形から変形中に動的な組織の回復を伴う高温低ひずみ速度形に移行することによって向上することが明らかとなった。

Fig. 5. Temperature dependence of (a) maximum deformation stress and (b) elongation at strain rate $4.1 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$.

Fig. 5 は各加工組織の試験温度 ($\dot{\epsilon} = 4.1 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 一定) による最大変形応力と破断伸び量の関係を示したものである。Fig. 5 (a)においてパーライト組織からなる鍛造組織 (図中⊕印) の最大変形応力は常温では圧延組織 (○印) のそれよりも大きい。試験温度が高くなると応力値は低下し、加工組織による強度差はなくなり、973 K では圧延後熱処理された組織 (●印) の値が最も小さくなっている。

Fig. 5 (b)は試験温度と破断伸び量の関係を示すが、試験温度の上昇に伴い破断伸び量は大きくなり、特に873 K以上では圧延加工後熱処理された 1.43%C-1.88%Cr 鋼の伸び量は著しい。

いま破断伸び量に対して基体組織の影響を無視することは問題であるが、引張試験前の粒径、炭化物の大きさと破断伸び量の関係を調べたのが Fig. 6 である。この図から粒径、炭化物とも微細化すれば破断伸び量

Fig. 6. Relationship between elongation and grain size, carbide particle size.

Fig. 7. Strain rate dependences of
(a) maximum deformation stress and (b) elongation
in quenched structure after rolling.

Fig. 9. Fractographs of the quenched 1.43% C-1.88% Cr steel deformed at various temperatures at $4.1 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$.

は破線で示すように増加する。また破線上側にプロットした値は圧延加工後熱処理された（マルテンサイト）組織の伸び量で破線下側の加工状態組織（パーライトあるいはフェライト）のそれよりも大きい。これには熱処理の際に加工による組織の異方性のなくなったことが考えられる。

これまでの試験結果より A_1 点直下の温度で大きな変形能を得るには高温で安定な炭化物が微細均質に分散すると同時に加工組織を消失させた等軸微細粒にすることが必要である。

Fig. 7 は Fig. 5 の試験結果において変形能にすぐれていた圧延加工後熱処理された組織の試験開始時の引張ひずみ速度による最大変形応力と破断伸び量の関係を示す。両鋼ともひずみ速度が小さくなるとともに最大変形応力は低下し、破断伸び量は急増している。これは回復の程度の差のためであろう。

Fig. 8 は 1.86% C-1.62% Cr 鋼の鍛造および圧延加工状態組織の常温での引張破面模様 ($\dot{\epsilon} = 4.1 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$) を示すが、加工法による破面模様の相違はみられず、ともに擬へき開状の破面が見られる。

つぎに先述の引張試験において破断伸び量のすぐれていた圧延加工後熱処理された 1.43% C-1.88% Cr 鋼の試験温度による破面模様 ($\dot{\epsilon} = 4.1 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$) の変化

Fig. 8. Fractographs of 1.86% C-1.62% Cr steel at $4.1 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ and 300K.

を Fig. 9 に示した。常温 300 K (Fig. 9 (a)) での破面は、Fig. 3 においてもことわったように圧延加工組織の破面であり、1.86% C-1.62% Cr 鋼と同様擬へき開状の破面を呈している。773 K (Fig. 9 (b)) では擬へき開破面 (図中 c) とディンプル (図中 d) の混合した破面に、873 K (Fig. 9 (c)) ではディンプルの占める割合が多くなっている。973 K (Fig. 9 (d)) ではディンプルのほかに平坦な無模様の破面図 (図中 s) もみられる。この破面はこの温度での破断伸び量の大きいことから擬へき開やくぼみの浅いディンプルなどではなく、延性的なすべり変形により形成された破面のようにも見える。これらの破面模様を Fig. 4 の応力ひずみ曲線に対応させれば、破断伸び量の少ない 300 K 破面は擬へき開状に、伸び量の増加とともに破面はディンプルに、変形応力が低下し破断伸び量が

220%にも達した973Kではディンプルのほかに界面ですべり変形したとみられる破面の混じった破壊をしたことがわかる。

Fig. 10 は Fig. 9 と同じ 1.43%C-1.88%Cr 鋼の引

Fig. 10. Fractographs of the quenched 1.43%C-1.88%Cr steel deformed at 973K and different strain rates.

Fig. 11. Micrographs of the quenched 1.43%C-1.88%Cr steel pulled to fracture at strain rate of $4.1 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ and at

(a) 773K (b) 873K (c)(d)(e) 973K.

張試験温度を 973K 一定としてひずみ速度による破面模様の変化を示した。低ひずみ速度 ($\dot{\epsilon} = 4.1 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, Fig. 10 (a)) 破面ではディンプルと平坦な界面で分離したとみられる破面 (図中 s) の混在した破面模様であるが、ひずみ速度が大きくなるとディンプルの占める割合は大きくなり、その寸法も大きくなっている。

これらの破面模様を呈した変形過程中的変形あるいは破壊箇所を知る目的で破面中央を縦割りにして破面下の変形組織観察を行った。Fig. 11 には Fig. 9 の破面観察後の 1.43%C-1.88%Cr 鋼の圧延熱処理組織の変形組織写真を示す。試験温度 773K の破面はディンプルと擬へき開状の模様の混合した破面がみられたが、その変形は Fig. 11 (a) のようにき裂は炭化物とマルテンサイト基地をはく離するように伝ばしている。つぎに破面が主としてディンプルによって覆われた試験温度 873K の変形組織 (Fig. 11(b)) では、変形は局部に集中するのではなく試験片全長にわたってボイドの散在しているのが見られ、一様な変形の拡がっていることがわかる。Fig. 11 (c), (d), (e) には試験温度 973K の変形組織を示した。変形中に炭化物の凝集や粗大化など、また再結晶を起すまでに至っていないので、本鋼の試験温度 973K での変形応力の低下や破断伸び量の増大は変形中の動的な回復効果によっていると考えられる。ボイドやき裂の発生箇所は、Fig. 11 (d) の板状の未溶解炭化物のみられる旧オーステナイト粒界とみられるような箇所や (e) の粒内のマルテンサイトパケットに相当するような界面に多くみられた。Fig. 9 (a) あるいは Fig. 10 (a) にみられた平坦な破面は本実験での観察範囲では判別し難いが、このような界面のすべり分離破面ではないかと想像される。き裂の伝ばは (c) にみられる引張軸方向に沿ってボイドが連結合体して形成されているのが数多く見られた。低温での破壊は引張軸に垂直な断面で分離し擬へき開破面となるが、温度の上昇に伴いき裂は引張軸方向に沿うよう変ってくる。

以上の試験結果より本実験に用いた鋼の A_1 点直下での大きな変形能は結晶粒および第 2 相の炭化物を微細化し、同時に加工による組織の異方性をなくすことによって得られることが明らかになった。その変形過程は次のように考えられる。 A_1 点直下

の温度域では引張変形中の加工硬化と動的な組織の回復の連続した繰返しによって変形による転位は絶えず再配列が起る。この結果軟化し、転位の移動は容易となり変形能が向上した。転位の移動により界面などにたい積するが、変形の進行とともにその界面に沿って移動するとき、界面上に微細な炭化物が存在すれば、移動が阻止されてき裂への成長が抑制される。結晶粒やパケットなどの単位が微細なほどこの変形はジグザグし、変形方向に結晶粒は伸長し伸び量は増大するが、き裂への成長は炭化物によって抑制されるので破断伸び量は大きくなったと考えられる。

4 結 言

1.43%C-1.88%Cr および 1.86%C-1.62%Cr 鋼を 1370~970K で鍛造あるいは 950K で等温圧延加工によって結晶粒径および炭化物の大きさを变化させ、($\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$) 域での引張試験を行い、次の知見を得た。

(1) 常温では鍛造組織は圧延組織よりも強度は大きい、伸び量は少ない。両加工組織とも試験温度の上昇とともに変形応力は低下し、伸び量は増加した。

(2) 1.43%C-1.88%Cr 鋼の圧延組織を焼入れ処理すると 973K で伸び量は 220%にも達した。大きな変

形能を得るには結晶粒径と炭化物を微細化し、同時に加工による組織の異方性をなくすことが肝要である。

(3) 鍛造・圧延加工状態の常温での引張破面は伸びの少ない擬へき開状破面を呈する。一方圧延加工後熱処理された組織の破面はひずみ速度の低下、試験温度の上昇とともにディンプルのみの破面からディンプルのほかに界面すべり変形した破面の混合した模様になる。破断伸び量の大きな試料のき裂は界面に生じたボイドが引張軸に平行に配列されて形成される。

終りに本試験材の加工熱処理に際し、神戸製鋼所中央研究所芦田喜郎氏にお世話になったことを付記し感謝の意を表する。

(昭和57年6月24日 第3回フラクトグラフィシンポジウムにて講演)

参 考 文 献

- 1) 砂田久吉, 材料, **29**, 544 (1980).
- 2) B. Walser and O.D. Sherby, Met. Trans., **10A**, 1461 (1979).
- 3) 岡出元宏, 時実正治, O.D. Sherby, 鉄と鋼, **67**, 2710 (1981).