

特別講演

UDC 669.131.8 : 669.14.018.252.5

よみがえったダマスカス鋼*

Damascus Steel Rediscovered ?

Oleg D. SHERBY**・(訳)鈴木朝夫***

Translated by Tomoo SUZUKI

1. はじめに

ここ富山で開かれている日本鉄鋼協会の秋期大会で特別講演ができるのは私にとつてたいへん光栄です。この機会を準備して下さつただけでなく、素晴らしい、記念すべき日本訪問の機会を与えて下さつた東京工業大学中村正久教授に深く感謝いたします。

今日は4~5年前よりスタンフォード大学で鋭意研究を重ねてきた超高炭素鋼 (Ultrahigh Carbon Steel) 開発の経過を中心とし、超塑性を利用したこの鋼の固相接合特性と超高炭素鋼を用いた層状複合材についてお話しします^{1)~9)}。私達が超高炭素鋼 (UHC 鋼) と名付けた鋼の炭素含有量を Fig. 1 の鉄-炭素平衡状態図上に示します。UHC 鋼の炭素量は1%Cから2.1%Cまでの範囲です。炭素量1%以下の組成域は高炭素鋼 (0.6~1%C)、中炭素鋼 (0.25~0.6%C)、そして軟鋼 (0.25%C以下) となっていますし、また一方オーステナイトにたいして過飽和な炭素を含むものを鑄鉄と定義すれば、2.19%C以上は鑄鉄です¹⁰⁾。

UHC 鋼はいろいろと好ましい性能を発揮します。後で述べるように、UHC 鋼は温間温度で超塑性 (1500%以上の伸び) を示し、室温では強さと靱性 (降伏応力1000 MPa, 伸び20%) を兼ね備え、また熱処理によって非常に硬くする ($R_c=68$, 圧縮応力4300 MPa) ことができます。その上、この鋼は超塑性を利用した固相接着剤としての機能も持っています。これらのユニークな性質をこの鋼に見出した当時、私達は大発見をしたと思いました。その後になつて、昔の忘れ去られたダマスカス鋼の製法や層状に重ね合わせた日本刀という複合材の作り方を単に再現したにすぎないことを知つたのです。

Photo. 1 にロシア人が1612年の戦争で使用したダマスカス鋼製の刀剣を示します。これらの刀はそのデザイ

ンが美しいだけでなく、折れ難くまた切れ味の良さで知られております BELAIEV¹¹⁾は“bulat steel” (ダマスカス鋼のロシア語名) の歴史についての論文で、これらの刀は1.2~1.8%の炭素を含んでおり、しかも強い加工を受けた形跡があると報告しています。私達の作り出したUHC鋼も γ および α 相の温度域で強加工を加えたものであり、均一な微細組織となつています。この点でダマスカス鋼と私達のUHC鋼とはよく似ていることになります。(強加工の方法以外にも、同様の均一かつ微細な組織を得る方法があります。サイクル熱処理¹²⁾や急冷によつて得た微粉末を比較的低い温度で焼結する方法¹³⁾などです。)

日本の刀工達は古来より超高炭素鋼を鍛えていました。刀工が“上金”を軟らかい鋼に鍛圧接合し、熱処理を行い、粘りのある刀身と硬い刀先をもつ刀を作り上げ

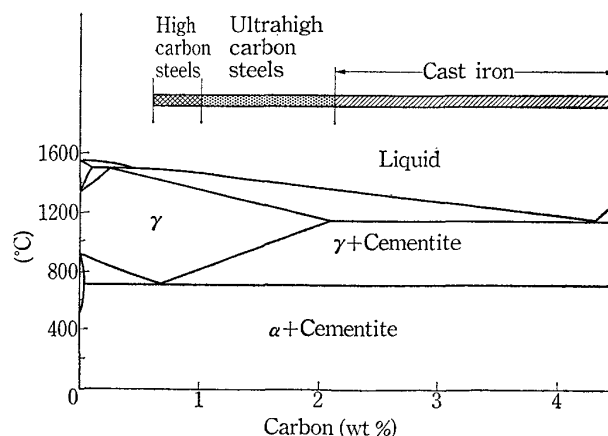


Fig. 1. Ultrahigh carbon (UHC) steels are defined in this paper as steels containing 1 to 2.1 %C as shown in the above iron-carbon phase diagram. Cast irons contain carbon in excess of the solubility limit of carbon in austenite ($>2.1\%$ C) and high carbon steels generally contain 0.6 to 1.0%C.

* 昭和53年10月本会講演大会における特別講演

** Prof. Department of Materials Science and Engineering, Stanford University, (Stanford, California 94305)

*** 東京工業大学精密工学研究所 工博 (Research Laboratory of Precision Machinery and Electronics, Tokyo Institute of Technology, Nagatsuta-cho midori-ku Yokohama 227)

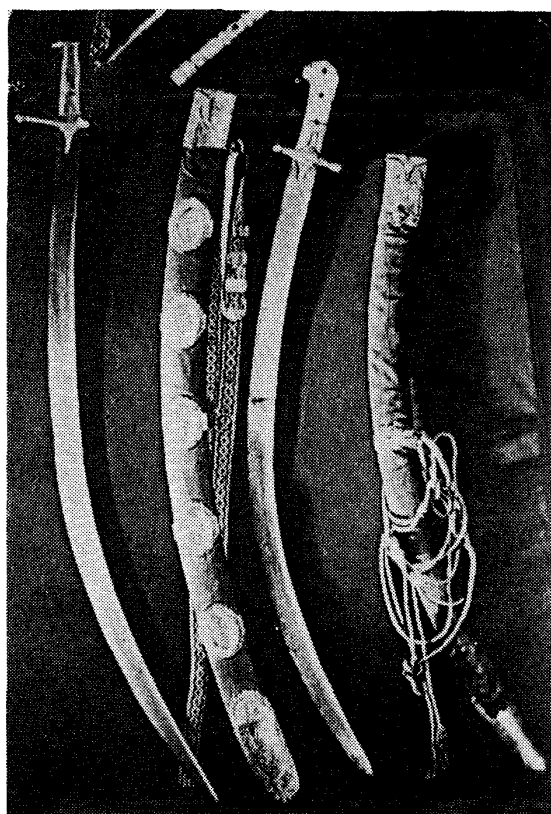


Photo. 1. Damascus swords used by the Russians in the War of 1612. Such swords were often of carbon content in the range of 1.5 %C and were extensively mechanical worked prior to heat treatment¹¹⁾.

[Swords are displayed in the Armoury Museum in Moscow.]

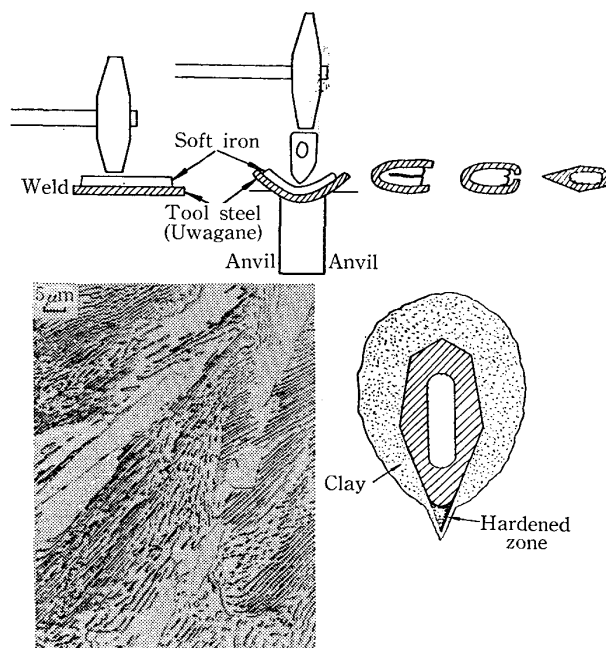
(Photo by courtesy of Artia Publishing Company.)

た方法を Fig. 2 に示します Fig. 2 の写真に見られるように、この“上金”は過共析組成であることがわかります。炭素含有量に幅のある“けら”と呼ばれた高炭素鋼は何回も折りたたみながら鍛錬します。このようにして“けら”の組織は均質化し、またこの過程で適当な脱炭も生じたものと思われます¹⁴⁾。

以下に UHC 鋼のもついろいろのユニークな性質について順次お話を進めて行きます。

2. UHC 鋼の超塑性

私達が UHC 鋼の研究を 1973 年に始めたときには、ダマスカス鋼の存在や合わせ金による日本の古刀の製法はおろか古代の製鉄法についても全く無知でした。当時興味をもったのはある種の合金は、ある温度域で異常に大きな伸び (400% 以上) を示す性質、すなわち超塑性だつたのです。この頃 アルミニウム-亜鉛合金¹⁵⁾ やウラン基合金¹⁶⁾ の超塑性についていろいろな研究を行っていました。私達はこれらの研究を通じて、超塑性現象にとつての必要条件が多々存在することを学びました^{17)~18)}。



Uwagane
(Ultra high carbon steel)

Fig. 2. Japanese blacksmiths of ancient times made laminated tools by solid stage bonding ultra-high carbon (UHC) steels, known as “uwagane” to soft iron. After hot forging, the laminated tool was heat-treated to yield a hard cutting edge (adapted from E. C. BAIN¹⁴⁾).

基本的な必要条件の一つは超塑性現象の生ずる温度域では微細結晶粒が安定でなければならないということです。粒界三重点における応力集中を小さくするように結晶粒界はすべりやすくなければならないのと同時に、急速な結晶粒成長を押さえるような、微細に分散した第二相が存在する必要があります。また、第二相は界面での剝離を起こさないように、超塑性の温度域で靱性を持つていなければなりません。さらに各結晶粒は高傾角粒界で構成されていなければなりません⁹⁾。

以上の諸原則を満足させることによつて、超高炭素鋼を超塑性にすることができたのです。サブミクロンサイズのセメントタイト粒子と超微細なフェライト結晶粒から成る鋼を作り出せば、これらの条件に合致すると考えました。Fig. 3 に超塑性を示す組成域を鉄-炭素状態図上に示します。この図より超塑性を示す温度域は極めて広いことがわかります。例えば、1.6%C 鋼は 600~800 °C の温度範囲で超塑性となります。超塑性を利用して成形加工する場合には、温度を制御する上で作業温度範囲の広い材料はたいへん有利となります。

UHC 鋼を微細なフェライト結晶粒にするために、いろいろな方法を工夫しました⁹⁾。この中で最も一般的な方法は熱間・温間加工の併用です。まずオーステナイト域に加熱し、長時間ソーキングを行つて十分に炭化物を

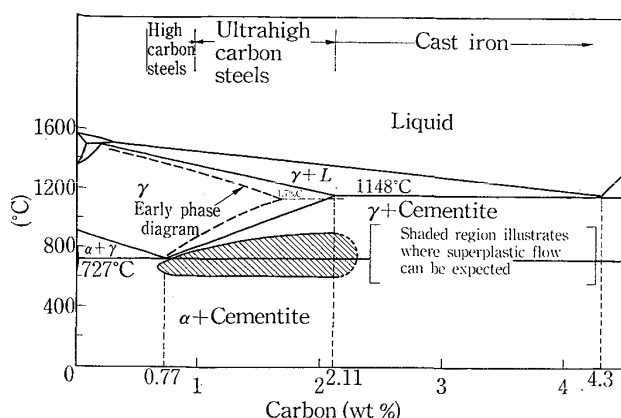


Fig. 3. The above Fe-C phase diagram illustrates the range of composition and temperature where UHC steels can be superplastic if they are made sufficiently fine grained. A high carbon content is needed in order to introduce a large volume fraction of cementite particles for stabilization of the fine ferrite grains.

固溶させたのち、温度がオーステナイト+セメンタイト共存域に低下するまで連続的に加工を続けます。この方法によつて、オーステナイトの微細化、サブグレインの形成、不規則に分布した転位の生成を促します。そしてこれら転位やサブグレイン、結晶粒界に均一かつ微細にセメンタイトが析出します。A₁点(723°C)に達すると共析組成となつたオーステナイトはフェライトとセメンタイトに変態します。(普通はパーライトが形成しますが、分離共晶(divorced eutectoid)と呼ばれる組織になることもあります¹⁹⁾。)さらに加工を続けることによつて、生成したパーライト中の板状セメンタイトは

1.6% C STEEL

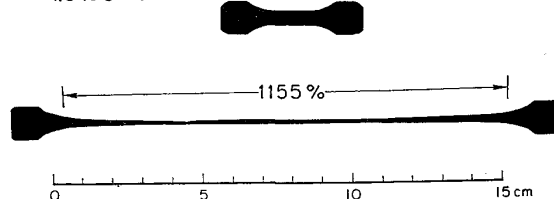


Fig. 4. The above photograph illustrates a sample of a fine grained UHC steel (1.6%C) deformed superplastically at 650°C. The initial engineering strain rate was 1%/min.

変形を受け、さらに微細になりまた球状化します。650°Cにおける等温加工は組織の微細化をさらに促進するのに有効です。加工のときに加える歪はオーステナイト域およびオーステナイト+セメンタイト域で1.5程度です。(ロール圧延の場合の圧減率は4から1になります。)フェライト+セメンタイト域での加工の際も同程度の歪を与えます。650°Cにおける等温加工ではおよそ一回のパスにたいして5~10%の圧下率で圧延を行い、各パスごとに5minの加熱を行います。铸造のままのUHC鋼と熱・温間加工を加えたUHC鋼の光学顕微鏡組織をPhoto. 2に示します。铸造組織はフェライト+セメンタイトの基質中に荒い初析セメンタイトが析出した状態です。これに熱・温間加工を加えると、均一に分散したサブミクロンサイズのセメンタイト粒子と微細なフェライト結晶粒(1μmあるいはそれ以下)から成る本当に微細な組織となります。これは温間温度において、超塑性を示すに十分な組織状態になつているといえます。1.6%C鋼を650°Cで1%/minの歪速度で引張試験した結果をFig. 4に示します。この鋼は実に破断にいたる

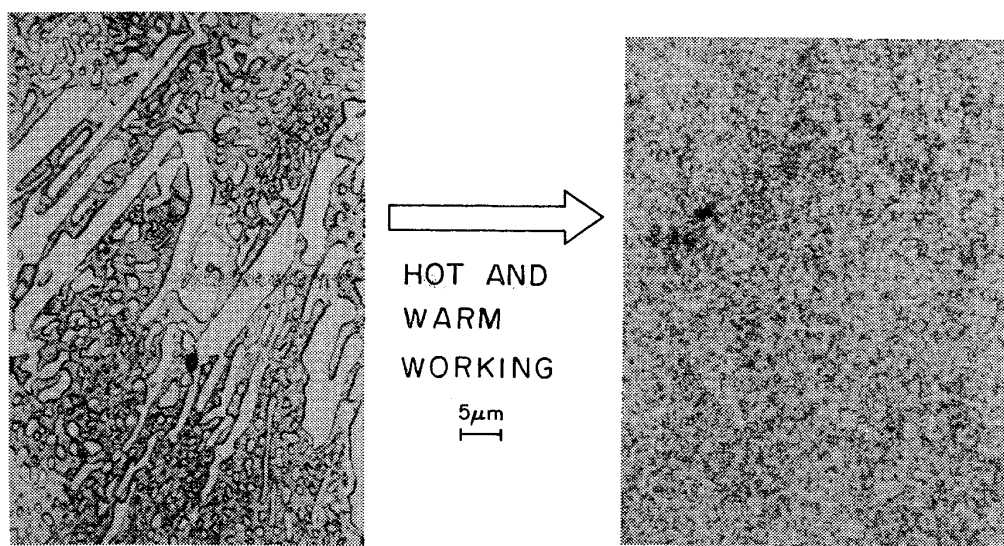


Photo. 2. (a) Reveals coarse proeutectoid cementite particles in a matrix of ferrite and cementite in the as-cast state.
(b) Reveals fine equiaxed structure of ferrite grains containing submicron cementite particles after hot and warm working.
Optical photomicrographs of a 1.9%C steel.

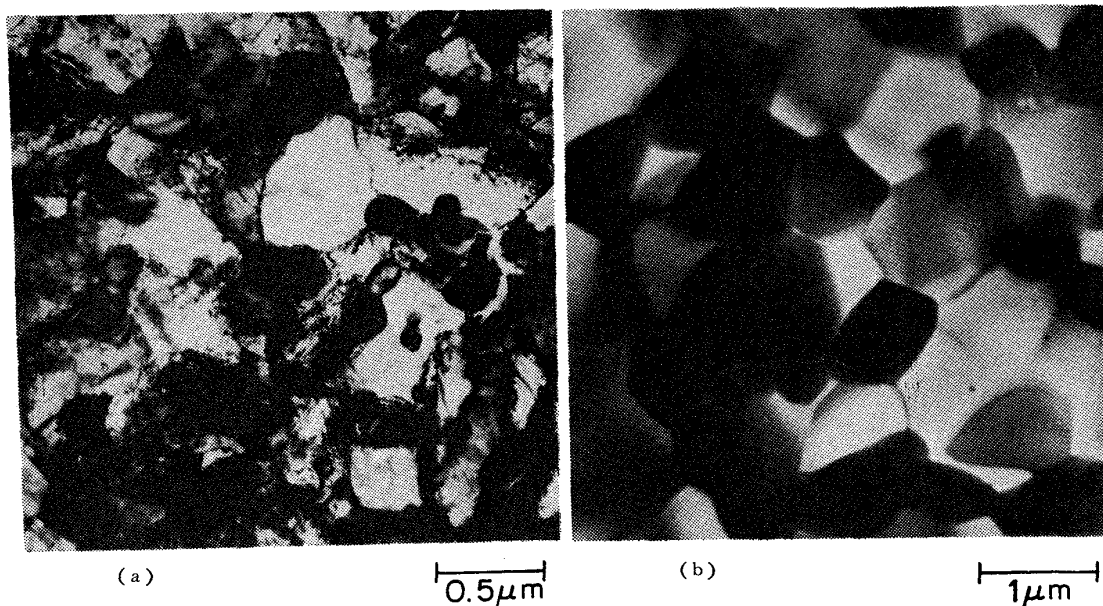


Photo. 3(a) The microstructure of the steel in the as hot-and-warm rolled condition, revealing a submicron ferrite grain size with fine cementite particles and a high dislocation density within the ferrite grains
 (b) The microstructure of after 100% superplastic deformation at 650°C at 1%/min strain rate. Dislocation-free microstructure is noted with some ferrite grain growth occurring as a result of concurrent straining.
 Transmission electron micrographs of hot and warm worked 1.9%C steel.

までに 1155% の伸びを示しています。

Photo. 3a に熱・温間加工後の透過電子顕微鏡組織を示します。これによればフェライト結晶粒径はおよそ $1/2 \mu\text{m}$ であり、各粒内の転位密度が非常に高くなっています。またサブミクロンサイズのセメンタイト粒子もはつきりとわかります。この UHC 鋼を超塑性によつて変形させると、Photo. 7b に示すように結晶粒の形状は等軸のままで変化せず、転位のほとんどないフェライト結晶粒とセメンタイト粒子から成る組織となります。このときフェライト粒径はおよそ $1 \mu\text{m}$ になっており、変形の影響を受けてある程度の粒成長が生じています。超塑性変形を行つた試験片のつかみの部分では粒成長は認められず、分散した炭化物粒子が微細なフェライト結晶粒の成長を阻止する作用のあることをよく示しています。

3. 室温における UHC 鋼の強靱性

熱・温間加工によつて仕上げられた UHC 鋼は微細なフェライト結晶粒をもつことから、室温で優れた引張特性を示すことは容易に想像できます。1.3%C の UHC 鋼を強加工したままのものと、これを 650°C において 20 min の熱処理をしたものとの応力-歪曲線を Fig. 5 に示します。熱・温間加工した UHC 鋼は降伏応力 1400 MPa、伸び 4%、を示し、熱処理したものは転位が減少したために降伏応力は 1000 MPa に低下するが、伸びは 20% に回復しています。この優れた靱性は驚異的

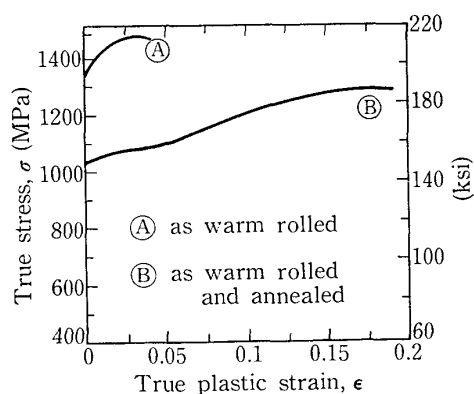


Fig. 5. Sample A was warm-worked extensively at 565°C with no annealing after warm working.
 Sample B was annealed for 20 min at 650°C after warm working at 565°C.
 True stress-true strain curves for a 1.3%C steel at room temperature.

であり、我々にとつて極めて望ましい性質であります。UHC 鋼の強さは同程度の靱性をもつ高張力低合金鋼 (約 500 MPa) の 2 倍になっています。現在のところ実験室的に作製し得る板厚は 2 mm 程度が限度なので、衝撃特性や破壊靱性については調べておりません。

4. UHC 鋼の熱処理

微細な球状セメンタイトを多量に含み、微細なフェライト結晶粒から成る UHC 鋼はまた面白い熱処理特性を

有しております。A₁ 点 (723°C) の直上に加熱したとき、微細なフェライト結晶粒はやはり微細なオーステナイトに変態します。なぜならば微細なフェライト結晶粒から成る基質には核の生成場所がたくさんあり、しかもオーステナイトの結晶粒成長を阻止し、安定にする未溶解炭化物 (1.6%C 鋼では約 10 vol% の炭化物) が存在するからです。これを焼入れすれば、マルテンサイトはオーステナイト粒界を越えて成長しないので、超微細なマルテンサイトが形成されることになります。この熱処理にともなう組織変化の過程を Photo. 4 に示します。焼入れ状態では光学顕微鏡的には組織を見分けられないので、この写真の説明には“quasi-martensite” (擬マルテンサイト) と書いておきました。(過共析鋼を焼入れたときに得られるこのような見分けられない組織は 50 年前に報告されており²⁰⁾、当時これを hardenite と名付けています。)最近この“quasi-martensite”の組織を透過電子顕微鏡によつて調べ、lath マルテンサイトの集まったサブミクロンサイズのポケットと約 20% の体積率の超微細な (0.1 μm 以下) twin マルテンサイトから構成された組織であることを報告しました⁷⁾。

“quasi-martensite”の圧縮による機械的性質はこの鋼

のもつ特徴をよく現しています。Fig. 6 に示したように、焼入れた UHC 鋼の圧縮による応力-歪曲線によれば 2 300 MPa に達するまで、降伏は起こしていません。その後、加工硬化を示しながら破壊にいたるまでに歪は 10% に達します。このときの圧壊強さは実に 4 300 MPa にも達します。この圧壊強さはタングステンカーバイドのそれと同程度です。しかし注意していただきたいのは、タングステンカーバイドはほとんど靱性を示さないのにたいして、UHC 鋼は破壊にいたるまでに 10% の塑性変形が可能なことです。この優れた靱性と高い硬さ (Rc=68) を兼ね備えた鋼は耐磨耗材料としての資格を十分に持っているといえます。

5. 超塑性接合と UHC 鋼複合材

熱・温間加工により作られた、超微細なフェライト結晶粒をもつ UHC 鋼は、原子移動の非常に容易な結晶粒界の割合が多いことから、別な面白い現象を示します。例えばフェライト粒界における鉄原子の自己拡散は 650 °C において、フェライトマトリックス中のそれよりも 100 万倍も早いのです^{20) 21)}。このように原子の移動しやすい径路のあることから、UHC 鋼は A₁ 点以下の固相

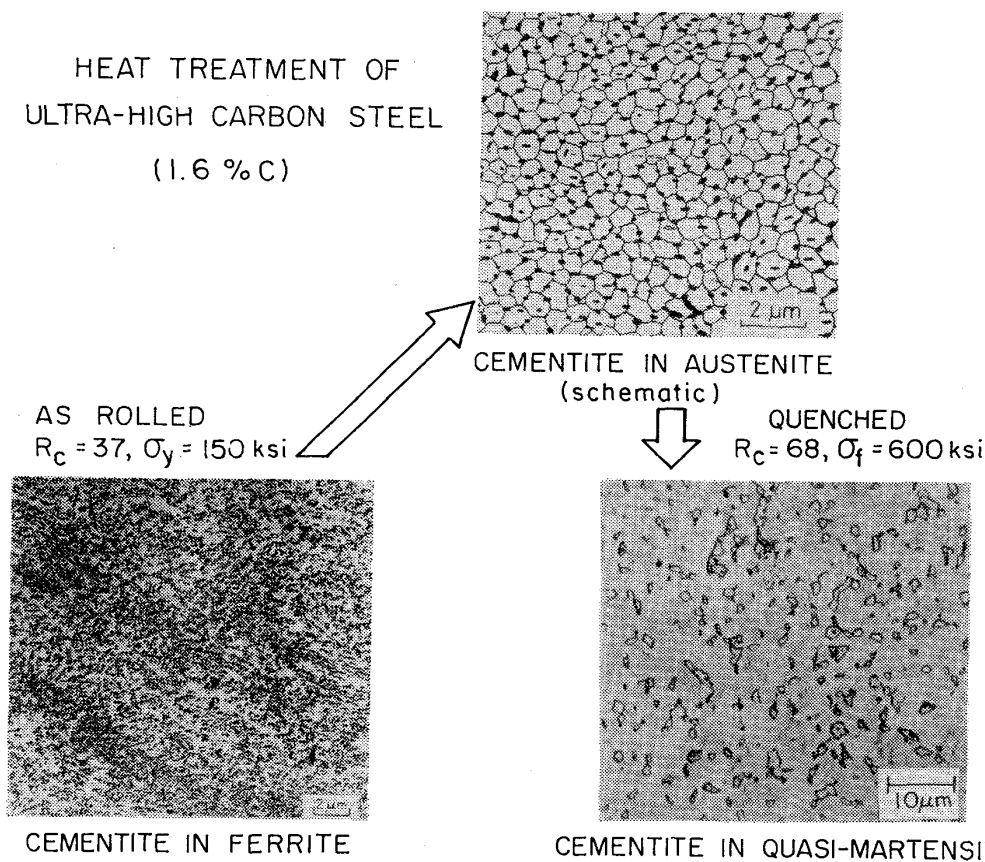


Photo. 4. A partially schematic diagram illustrating the expected transformation from fine ferrite grains to fine austenite grains when heating a UHC steel to just above the critical temperature (727°C). Upon water quenching, optically unresolvable martensite is obtained. Transmission electron microscopy has revealed the presence of submicron lath and twin martensites⁷⁾.

においても容易に接合させることが可能と思われます。
この考えの正しさは 650°C における圧着実験によつて

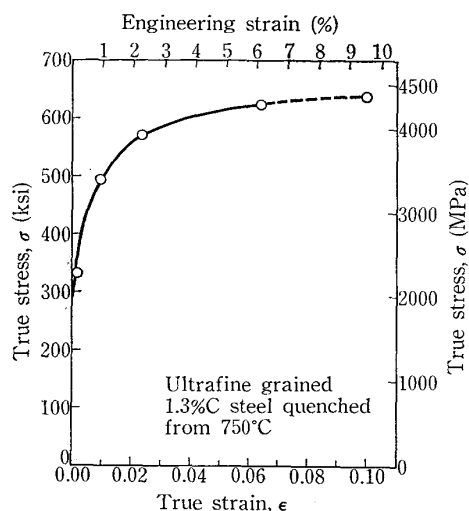


Fig. 6. Room temperature compression stress-strain curve of a fine grained 1.3%C steel heat treated to 750°C and water quenched. A high compression ductility is obtained ($\sim 10\%$) with high compression fracture strength ($\sim 4300\text{MPa}$).

確めました²³⁾. Photo. 5 は二枚の UHC 鋼を 70MPa で押し着けて、 650°C で 2h 加熱したときに得られたもので、完全に接合した状態を示しています。写真に認められる境界線は押し着けたために変形し、板表面の結晶粒が平らになつたことによつて生じたものです。Photo. 5 の板は室温において 70MPa で押し着ける前に平滑に研磨しておきました。これを空气中で 650°C に加熱して固相接合を行つたのです。私達は低い温度で容易に接合してしまうのはつぎのような理由によると考えております。結晶粒界は接合面上において不純物元素の吸込み口として作用し、表面を清浄にして、界面間の原子交換を容易にすることができるためです。最近私達は 650°C でロール圧延によつて UHC 鋼板を接合することに成功しています。このとき圧延温度での接合面における酸化を極力少なくするために、端面を溶接しておきました²⁴⁾。

この成功から、私達は超塑性の UHC 鋼と超塑性を示さない鋼とを 723°C 以下の温度で固相接合できないだろうかと考えました。結晶粒界が多く、接合面を清浄にする作用があるならば、その可能性は十分あります。UHC 鋼と軟鋼 (1005) を交互に重ね合せ 70MPa の

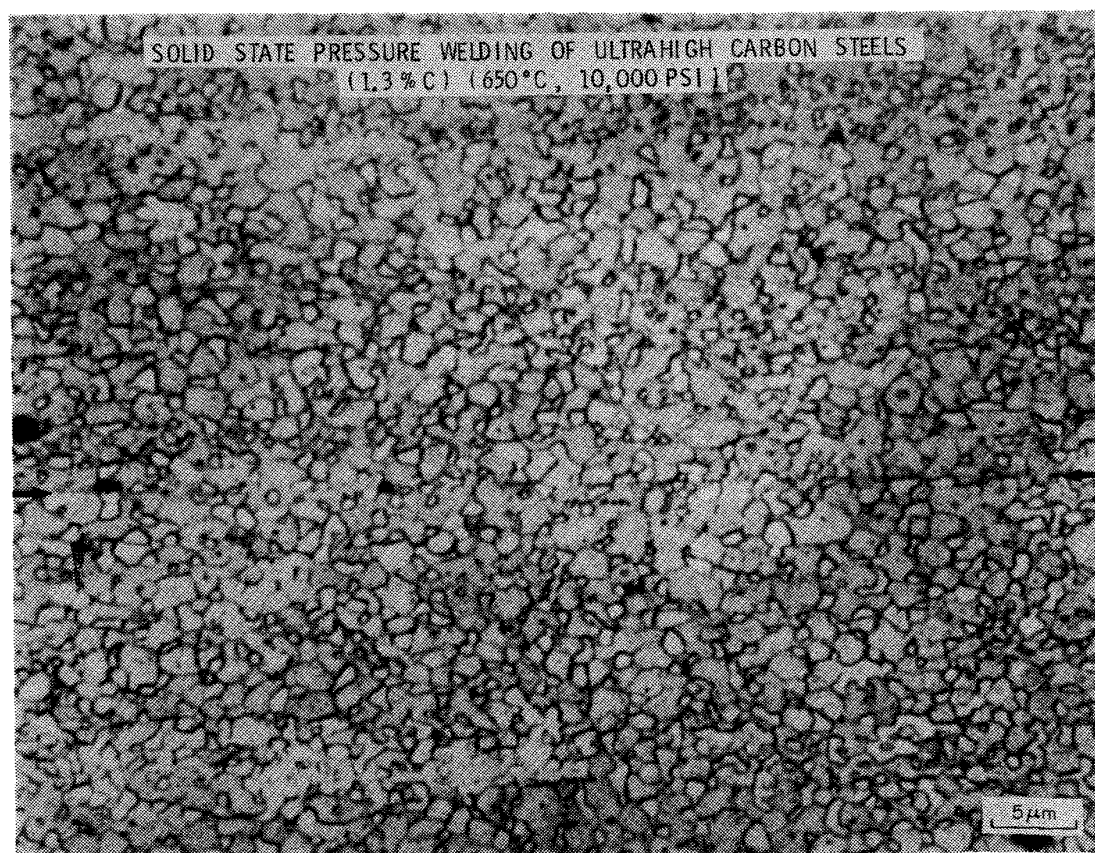


Photo. 5. The above photomicrograph illustrates that superplastic UHC steel plates (1.3%C) can be readily solid state diffusion bonded in air at relatively low temperature ($0.51 T_m$) and low pressure (69MPa). A line of demarcation can be seen at the bond interface because the cementite particles and ferrite grains are flattened at the interface, leading to flat ferrite grain and interphase boundaries.

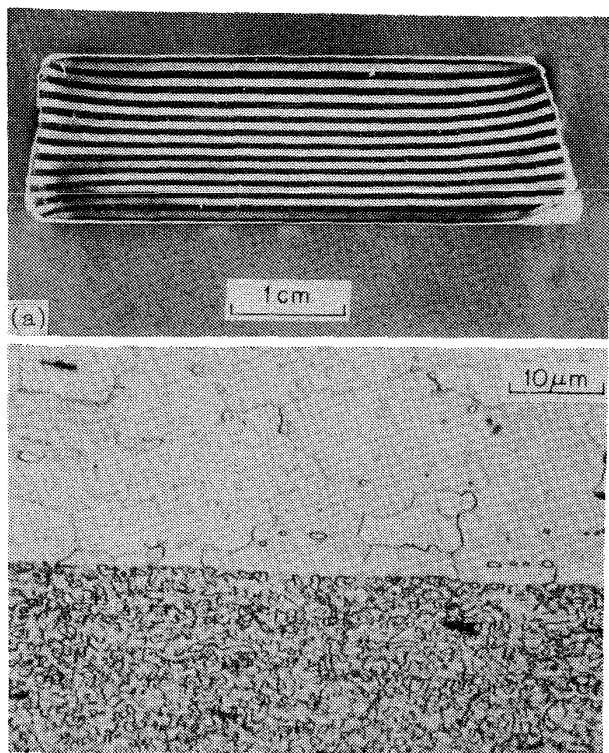


Photo. 6. (a) A twenty five layer laminated composite of UHC steel-1005 steel is shown after pressure bonding (69 MPa) at 650°C.
(b) A high magnification optical photomicrograph of the interface between a UHC steel-1005 steel layer, shown below the laminated composite, indicates that a good metallurgical bond is present.

圧力で押し着け、650°Cで加熱した結果は Photo. 6 に示すように満足すべきものでした。この積層複合材の低倍率と高倍率の写真を Photo. 6 の上と下にそれぞれ示します。接合状態は組織的にも完全です。軟鋼のフェライト粒は UHC 鋼のフェライトと密着しています。両鋼における固溶炭素量は同一（～0.01%C）であり、また置換型固溶元素の拡散速度は 650°C では極めて遅い

($D \approx 10^{-15} \text{ cm}^2/\text{s}$)²⁰⁾ ために、濃度勾配による相互拡散は全く生じていません。また Photo. 6 と同じような積層複合材はロール圧延による方法によつても作ることができました。

つぎの三つの重要な特性が Photo. 6 の積層複合材について予想できます。その第一は塑性力学上の問題として、積層複合材は温間温度で超塑性を示すということです。（これはつぎのように考えられます。もし超塑性を示す UHC 鋼が温間温度で軟鋼より強いならば、複合材を層に平行に変形するときは、塑性変形は超塑性に支配されるでしょう。したがって相異なる鋼同志の界面に生ずる何らかの影響は別として、複合材全体としては超塑性のように挙動すると思われる。）第二点は積層複合材の接合面では全く差のない連続したフェライト相から成り立っているので、剝離することはないということです。第三点は積層材は選択的な熱処理を行うことが可能だということです。積層材を A_1 点の少し上に加熱すると、UHC 鋼の部分はオーステナイトとセメンタイトの二相に変態しますが、軟鋼の部分はフェライト相のままです。焼入れによつて UHC 鋼は軟鋼にしっかりと密着したまま、ロックウェル硬さ 68 のマルテンサイトになります。この結果、強靱性のある優れた複合材が得られることになります。つぎの三つの図は上の三つの予想が正しかつたことを示したものです。

Photo. 7 には UHC 鋼-軟鋼積層材を 600°C においてプライヤーで曲げた結果を示します。各層は均一に変形し、また何らのクラックも見出されないことから、超塑性的に変形したものと考えます。

Photo. 8 には UHC 鋼-軟鋼の二層から成る複合板を作製したまま、熱処理せずに室温で曲げた場合を示します。一番大きく曲がつた部分の界面の状態を見ても剝離は全く生じていません。直角に折り曲げた例でも、剝離の傾向は全く認められません。これらの結果は UHC 鋼と軟鋼の間には強固な組織的接合が達成されていることを示しています。

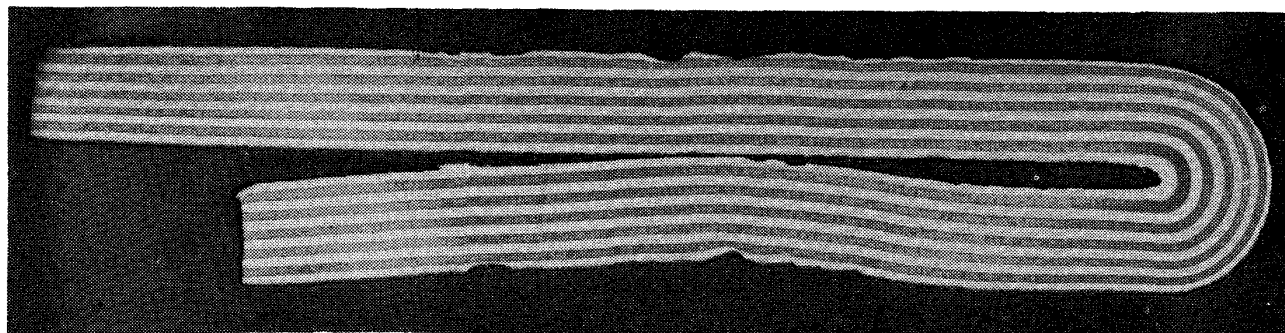
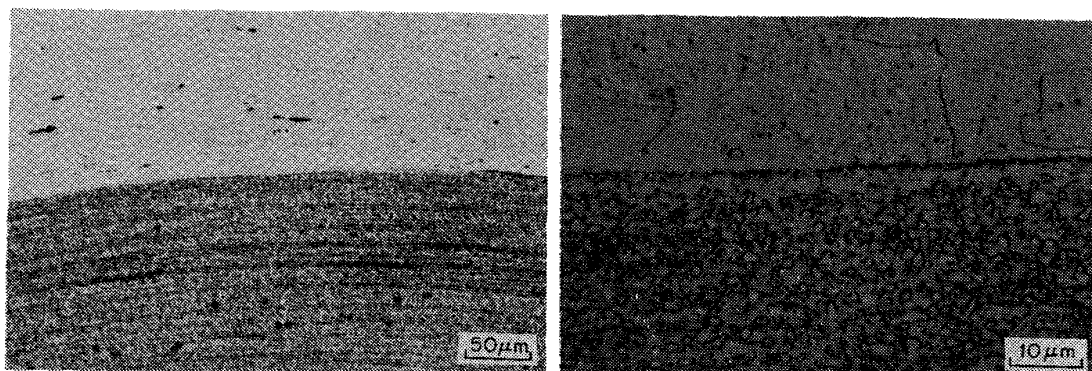


Photo. 7. A zero T bend is readily achieved in an eleven layer laminated composite of a 1.6%C UHC steel-1005 steel at warm temperature (600°C). The uniform deformation of each layer, with no evidence of fracture, attests to the possible superplastic nature of the laminated composite. The thickness of the composite was 2.5 mm.



1005 - ULTRAHIGH CARBON STEEL (1.3%C) LAMINATE COMPOSITE
NOT HEAT TREATED

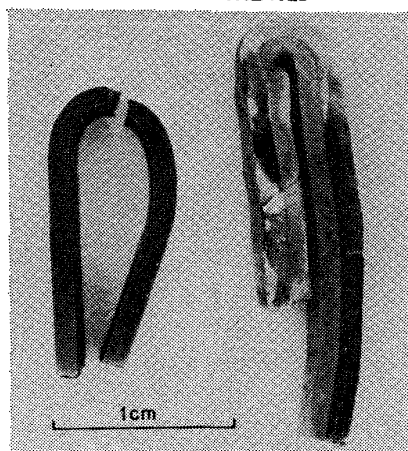


Photo. 8. An as warm-pressed two layer laminated composite of a 1.3%C UHC steel-mild steel in bent at room temperature. Photomicrographs of the interface at the bent region reveal no sign of delamination attesting to the sound metallurgical bond in the laminate.

Photo. 9 は温間加工により作つた UHC 鋼と軟鋼の複合板の接着性のよさを、更にきびしい条件で試験した結果を示したものです。二層から成る複合板には選択的熱処理を行つてあります。すなわち 770°C で 20 min 加熱し、焼入れを行つたものです。マルテンサイトの部分にクラックが認められるまで、室温で複合板を曲げました。Photo.9 に示す低倍率の写真でクラックは明瞭に認められます。高倍率で一つのクラック近傍を観察すると、主クラックは軟鋼の部分に侵入したところで止まつており、主クラックから直角方向に微細なクラックが走っているのが認められます。この微細クラックはマルテンサイト部分に限定されており、もとの二層の境界面や 770°C での熱処理のときに相互拡散によつて生じたせまい拡散層内での剥離は全く生じていません。(境界面に形成するオーステナイト中の炭素の濃度勾配は相互拡散の駆動力となつています。)これらの結果は UHC 鋼複合板に適当な選択的熱処理を加えることにより、いかなる強さと靱性の組み合わせでも選べることを示すものです。

固相接合によつて鋼を重ね合わせることは新しい方法ではありません。最初に Fig. 2 で述べたように、日本

の刀はこの方法で作られてきました。かなりの相互拡散が生ずるような A_1 点より上の温度で固相接合が行えるのはもちろん、私達の結果は A_1 以下の温度でも一方の鋼が超塑性を示すならば、容易に接合させることができることを示しております。これは現代の金属学における斬新な考え方であり、また特異な手段であります。しかしながら小アジアの古代の鍛冶屋は 2000 年も前に同様の方法を使つていたようです²⁵⁾。Photo. 10 にトルコの海岸地方で発見された紀元前 400 年の刃物の刃先 (Adze blade) の拡大写真を示します。炭素量の相異なる二つの鋼は組織的に接合していることは確かであり、しかも相互に拡散した領域が全く認められないことから、この二種類の鋼は A_1 点以下の温度で鍛接されたものと考えられます。境界面近傍の黒い部分はシリコンやニッケルのような黒鉛化を助長する元素を含む高炭素鋼を強加工したために、黒鉛化しているものと思われます。Adze blade と私達の作つた UHC 鋼接合材を同じ倍率で Photo.10 に示してありますが、両者は驚くほど似ています。

接合部に好ましくない熱影響部を伴う普通のいわゆる溶接とは異なり、鋼の超塑性接合は非常に有用な接合方

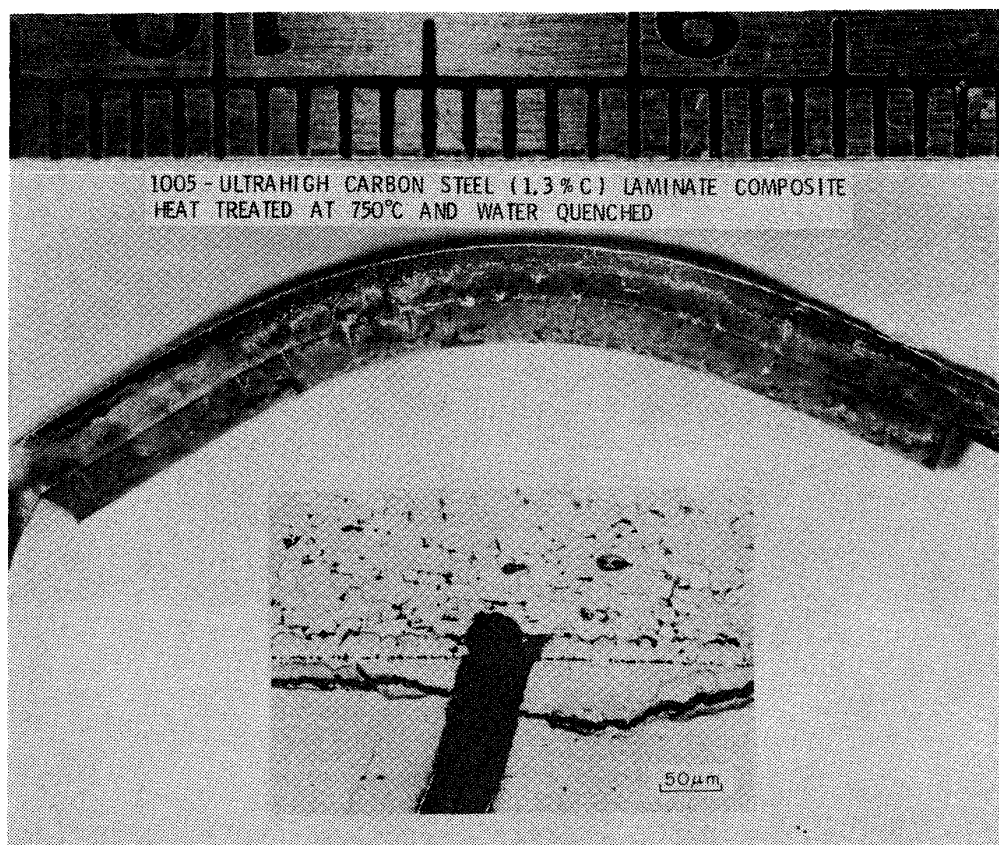


Photo. 9. A 1.3%C UHC steel-mild steel composite after "Selective-heat-treatment" (770°C for 20 min then water quenched) is bent until cracks in the martensite portion of the composite become visible. The photomicrograph shown to the left illustrates that the crack in the martensite region is arrested in the mild steel region. No delamination is noted in the interface region indication that a good metallurgical bond is present in the laminated composite.

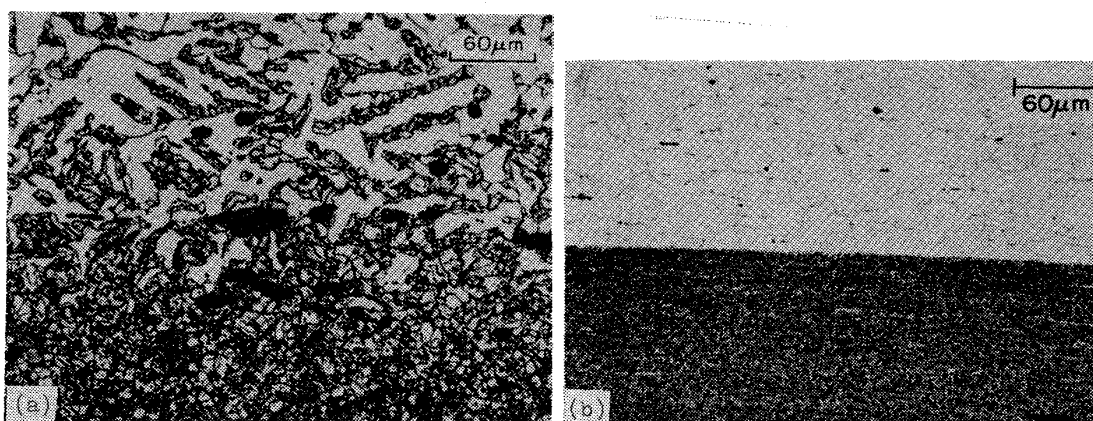


Photo. 10. (a) Adze Blade, Al Mina, Coast of Turkey (About 400B. C.)
 (b) UHC steel-mild steel composite, Stanford University, (California (1978))
 Photomicrograph of the interface of a laminated Adze Blade (dated 400B. C.) attests to the metallurgical skill of the blacksmiths of ancient time (left figure). The bond is compared with the UHC steel-mild steel composite press bonded at Stanford (right figure).
 (The author thanks Dr. Robert Maddin for permission to publish the Adze blade interface shown above.)

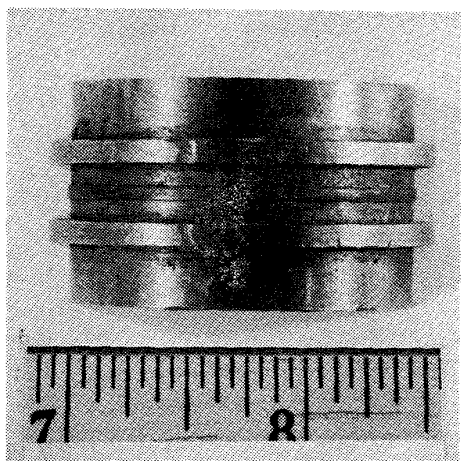


Photo. 11. Two 4140 steel couplings are joined by pressure bonding with a 1.6%C UHC steel at 700°C (Courtesy of E. Slaughter, Pratt and Whitney Corp, West Palm Beach, Florida).

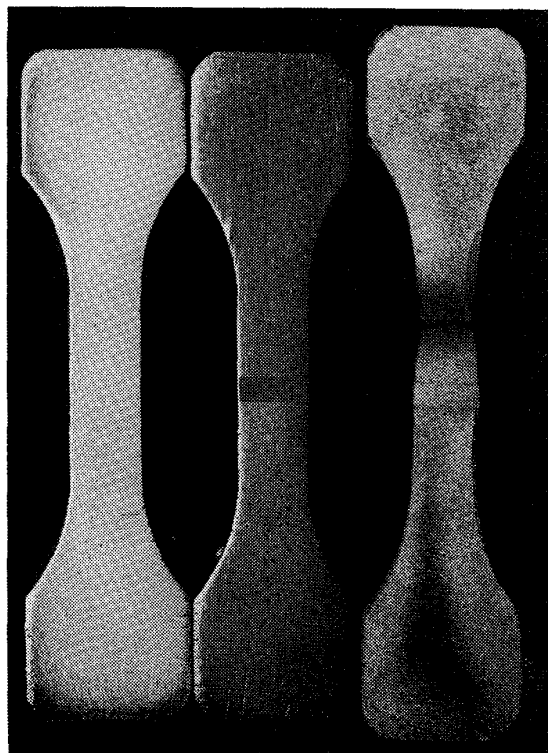


Photo. 12. Tensile test samples of 4140 steel solid state bonded with a 1.6%C UHC steel. The two samples on the left are illustrated in the as-machined condition, unetched and etched respectively. The sample on the right is shown after testing at room temperature. The sample failed in a region away from the welded zone attesting to the soundness of the UHC steel 4140 steel interface.

法であるといえます。Photo.11 には 4140 鋼の二つの接ぎ手を UHC 鋼の薄い板をはさんで 700°C で圧接し

た例を示します。接合部の引張強さを調べるために、UHC 鋼の薄い板をはさんで 4140 鋼の角材を付き合せ、650°C で圧接させたのち、切削加工により Photo. 12 に示す引張試験片を作り出しました。左は切削加工したままの試片であり、中央はエッチングにより UHC 鋼の部分を見分けられるようにした試片であり、右の試片は破断するまで引張つたものです。破断は UHC 鋼と 4140 鋼との接合部分とは全く関係のない場所で生じており、接合状態は完全であることを証明しております。(このときの降状応力は 400 MPa でした。)

6. ま と め

最近のスタンフォード大学での研究において、微細なセメントナイトが分散した、サブミクロンサイズのフェライト結晶粒をもつ、超高炭素鋼 (UHC 鋼) を開発しました。組成は炭素を 1~2.3% (15~35 vol% のセメントナイトを含有する。) を含む普通の炭素鋼です。これら UHC 鋼は少なくともつぎの 4 つの特徴的なしかも有用な性能を発揮します。

- 1) この組成の鋼は温間温度で超塑性を示します。(実に、1500% を超える伸びを示します。)
- 2) 適切な加工熱処理をしたこの組成の鋼は室温において強く、しかも靱性に富んでいます。(1000 MPa の降状応力と 10~20% の伸びの組合せは容易に達成できます。)
- 3) 熱処理によつて非常に硬く ($R_c=68$) なり、高い圧縮破壊応力 (~ 4300 MPa) と良好なる圧縮靱性 (圧縮変形 7~10%) を示します。
- 4) A_1 点以下の温度で他のフェライト組織鋼と超塑性接合ができます。この接合方法で作つた積層複合材は温間温度で超塑性を示し、またこれを選択的熱処理により焼入れを行うことにより、強さと靱性をいろいろに組み合わせる材料を得ることができます。

ここで述べてきた超高炭素鋼の数々の特徴は伝説的なダマスカス鋼や古代の日本の合わせ金による刀のもつそれと非常によく似ています。何世紀も以前の鍛冶はすでに超高炭素鋼を使うことを知っており、その加工熱処理の技法は現在私達が行つた方法と非常によく似ています。

私の今日のお話は多数の友人や仲間を負うところ大です。C. YOUNG 博士と私は 1973 年に、炭素量が 1~2% の鋼は超塑性をもっているのではないかと考えました。E. CADY 氏と B. WALSER 博士はこの超塑性の鋼を成功に導く最初の研究を手伝ってくれました。S. KAYALI 博士は超塑性にとつて高傾角粒界の存在は重要であり、必要条件の一つであることを明らかにしました。また砂田久吉助教授は熱処理によつて UHC 鋼が優れた性能をもつようになることを調べました。R. CALIGIURI 博

士, R. WHALEN 氏および B. SNYDER 氏は超塑性接合と UHC 鋼複合材の実験をしました。J. WADSWORTH 博士は 1976 年以来, UHC 鋼に関するすべての研究に大きな貢献をしました。私は現在も有力な相談相手であるこれらの人々に心から感謝いたします。この研究は The Defense Advanced Research Projects と The office of Naval Research の援助によつて行われたものであり, とくに A. BEMENT, B. MACDONALD および E. Van REUTH の各博士に感謝いたします。

また Palo Alto の Lockheed 研究所の加工設備を利用するにあたり, R. PERKINS 氏および T. TIETZ 博士にたいへんお世話になりました。

最後に, 日本鉄鋼協会の会誌にこの文を掲載するにあつて, 必要な準備と援助をして下さつた東京工業大学の梅川荘吉教授ならびに鈴木朝夫助教授に感謝いたします。

文 献

- 1) O. D. SHERBY, B. WALSER, C. M. YOUNG, and E. M. CADY: Scripta Met., 9, (1975), p. 569
- 2) O. D. SHERBY, C. M. YOUNG, B. WALSER, and E. M. CADY: U. S. Patent #3, 951, 697, April 20, 1976, titled "Superplastic Ultrahigh Carbon Steels"
- 3) B. WALSER, S. KAYALI, and O. D. SHERBY: Fourth International Conference on the Strength of Metals and Alloys, Nancy, France, 1, (1976), p. 456
- 4) J. WADSWORTH and O. D. SHERBY: Jnl. of Mechanical Working Tech., 2, (1978), p. 53
- 5) J. WADSWORTH and O. D. SHERBY: Jnl. Mat. Sci., 13, (1978), p. 2645
- 6) B. WALSER and O. D. SHERBY: Metallurgical Transactions, in press, (1979)
- 7) H. SUNADA, J. L. Lin, J. WADSWORTH, and O. D. SHERBY: Int. Jnl. of Mats. Sci and Engr., 38 (1979), p. 35
- 8) T. OYAMA, J. WADSWORTH, M. KORCHYNSKY, and O. D. SHERBY: Fifth International Conference on the Strength of Metals and Alloys, Aachen, Germany, September (1979)
- 9) J. WADSWORTH and O. D. SHERBY: Foundry Managemnt and Technology, 106, (1978), p. 59
- 10) Metals Handbook, 8, (1973), [American Society for Metals]
- 11) N. BELAIEV: JISI, 97, (1918), p. 417
- 12) S. KAYALI, H. SUNADA, T. OYAMA, J. WADSWORTH, and O. D. SHERBY: J. Mat. Sci., 14 (1979), p. 2688
- 13) L. E. Eiselstein, Ph. D. THESIS: Department of Materials Science and Engineering, Stanford University, Stanford, California, 94305, (1979)
- 14) E. C. Bain JISI, 200, (1962), p. 265
- 15) C. M. PACKER, and O. D. SHERBY: Trans. ASM, 60, 1967, p. 21
- 16) O. D. SHERBY, D. L. BLY, and D. H. WOOD: Physical Metallurgy of Uranium Alloys, (1976), J. J. BURKE, D. A. COLLING, A. E. GORUM, and J. GREENSPAN (editors), [Brook Hill Publishing Company]
- 17) O. D. SHERBY: Science Journal, 5, (1969), p. 75
- 18) O. D. SHERBY, R. D. CALIGIURI, E. S. KAYALI and R. A. WHITE: Proceedings of the Twenty Fifth Sagamore Conference, August (1978), in press.
- 19) J. H. LIN, J. WADSWORTH, and O. D. SHERBY 投稿中
- 20) S. L. HOYT: Metallography, Part II, (1921), p. 167. [McGraw-Hill Book Company Inc.]
- 21) F. S. BUFFINGTON, K. HIRANO, and M. COHEN: Acta Met., 9, (1961), p. 434
- 22) D. W. JAMES and G. M. LEAK: Phil. Mag., 12, (1965), p. 491
- 23) R. CALIGIURI: Ph. D. Thesis, Department of Materials Science and Engineering, Stanford University, Stanford, California, 94305, August (1977)
- 24) J. WADSWORTH, R. CALIGIURI, R. WHALEN, L. E. EISELSTEIN, B. C. SNYDER, and O. D. SHERBY: presented at annual AIME meeting, New Orleans, La., February 20-22, (1979)
- 25) R. MADDIN, J. D. MUHLY, and T. S. WHEELER: Scientific American, 237, (1977), p. 122