

界面による塑性拘束効果に着目した日本刀型鋼板の高強度化

物質・材料研究機構 上路 林太郎、井上 忠信

1. はじめに

鋼板の機械的性質は組織制御により改質される。代表例としてフェライトとマルテンサイトの混合組織である DP 鋼[1]があり、一方で最近では、ホットスタンプとして知られる成形時の組織制御も併せて実施する場合もある[2,3]。これらの鋼板はマクロには均一な材質を有している。しかし、表面近傍と板厚中心部など板の各部位において、使用環境に対応して受ける力学的な負荷が異なるため、使用環境の不均一に応じた組織を配置することがより望ましいはずである。

このような不均一を人工的に作る素材の例として日本刀がある。日本刀の製造過程において、塑性加工を利用した主な素材製造工程には、次の二つがある[4,5]。(i) 精錬により得られた鋼片を一体化した上で展伸と折り重ねを 10 回程度繰り返す「折り返し鍛錬」と呼ばれる工程と、(ii)折り返し鍛造により作られた含有炭素量の異なる素材を、サンドイッチ構造などに組み合わせる「造りこみ」と呼ばれる工程である。日本刀の厚さは 1cm 程度であるため、折り返し鍛錬で導入される積層面はミクロンオーダーの間隔で存在する。ミクロンオーダーの厚さを有する層からなる人工積層金属材料は種々の研究 [6,7]がある。特に最近の積層鋼板に関する研究[8,9,10]では、脆性的で高強度材である層の厚さを十分小さくすれば、脆性破壊が抑制され[8]、高強度と延性の両立が達成できる[9]ことなどが明らかとなっている。

一方で、(ii)工程で得られる積層構造は、(i)よりも大きなサブミリスケールにおける構造で、前述の部品の使用環境の不均一に応じた構造設計に相当する。このスケールは組織制御のスケール (μm) よりも大きく製造図面のスケール (mm) よりも小さい、中間領域のサブミリスケールに相当する。このスケール領域における構造設計に関する研究報告は多くはない。過去には、鋼の高速圧延時に表層近傍部に微細フェライト組織を示す層が形成されることが報告されている[11]など、塑性加工の条件によっては不均一組織を作りこむことができることが知られていたが、引張特性改善に対する影響について知見は示されていない。最近では 3mm 厚の中炭素鋼に脱炭を利用して厚さ数百 μm の軟質表層部を導入することにより局所せん断帯の成長を抑制することができること[12]や、8mm の鋼線に対してねじり変形を与え、表層部に不均一な加工硬化層を導入することにより延性を改善できること[13]が報告されている。これら[12,13]は最近報告されたものであり、メゾスケールの組織制御に対する期待感が現れ始めている様に思われる。また、これらの文献では、プロセスにより不均一組織を導入しており、積層材のような明確な界面を有さないため、界面の影響が明確になりにくい。

本研究では、サブミリスケールの不均一構造であるサンドイッチ型積層構造に着目し、

特に最も特徴的な存在である界面の形態に着目する。この形態が引っ張り特性に及ぼす影響を実験的に明らかにすることを本研究の目的とした。

2. 実験方法

0.05 % C 鋼
(0.05%C-0.3%Si-
1.5%Mn-bal.Fe)
および 0.45 %
C(0.45%C-0.3%Si-
1.5%Mn-bal.Fe)
鋼の二種類を用いた。**Fig.1** に示す
三種類の構成で積層し、熱間圧縮で
一体化することに

より種類の異なる界面形態を有する積層材を得た点が本研究における実験手順の最大の特徴である。いずれの種類の積層においても、0.05%C 鋼を表面側に、0.45%C 鋼を内部に配置し、各積層板の幅と長さは 25mm と 45mm とした。フラット積層では 0.05%C 鋼の厚さを 1.5mm、0.45%C 鋼の厚さを 3mm とし、サンドイッチ状に積層した際には 2 種類の素材の体積率が等しくなるようにした。三角溝(triangular groove)界面材の積層面には、頂角 60 度であり高低差が 0.9mm の三角溝を、ピッチが 1mm となるように切削加工(cutting)した。また、**Fig.1** の右上に示したように、三角溝の凹凸の平均高さの位置は、各積層材の体積率が 50% となるように設定した。溝の向きは、積層材の長手方向 (LD) に平行なものと、板幅方向 (TD) に平行なものを準備し、それぞれ、L-groove 材、T-groove 材と称することにする。積層前の三角溝の形態は、走査レーザー変位計により評価した。積層材の各部位はアセトンで脱脂したのちに積層した。

各種積層材は熱間圧縮により接合した。圧縮は誘導加熱機構を有した真空チャンバー内に積層材を設置し

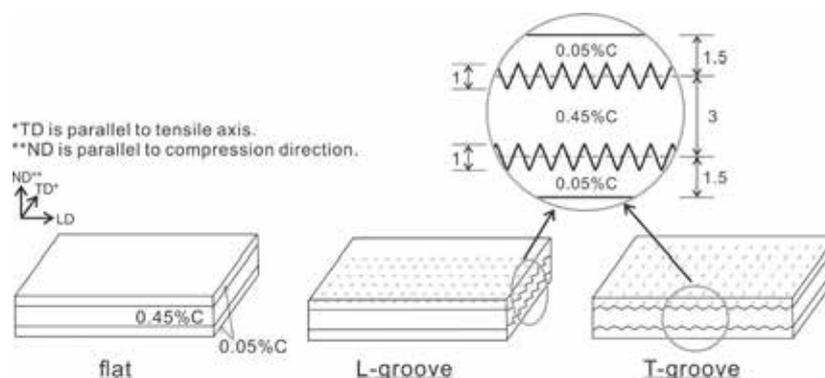


Fig.1 平滑および凹凸界面を有する日本刀型鋼板を得るための接合圧縮前の積層を示した模式図

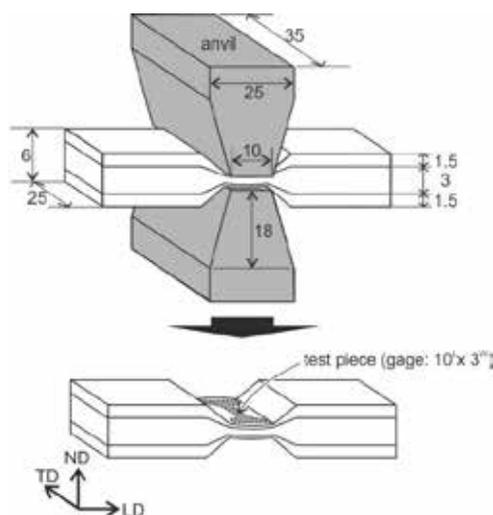


Fig.2 積層材の接合方法と引張試験片の切り出し方法

て行った。Fig.2 に示すように、アンビルと積層材の接触幅は 10mm であり、積層材とアンビルの接触面には BN 粉末を塗布し、それらの間には厚さ 0.2mm の雲母板をはさんで潤滑状態とした。積層材は真空雰囲気中で室温から昇温速度 20K/sec にて 1,000°C まで加熱し、60 秒間保持したのちに圧縮した。アンビルを用い高さ方向の圧縮ひずみ速度が 0.1/sec となる速度で圧縮率 75% (板厚 1.5mm) まで圧縮し、アンビルを静止させて 5 秒間保持した。その後に室温の窒素ガスを 60 秒間吹き付けて急冷した。また一部の圧縮材については電気炉を用いた熱処理を行った。熱処理条件は 300°C、400°C、500°C の各種温度にて Ar ガス雰囲気にて加熱後 20 分間保持し、その後空冷した。

得られた圧縮試験片および焼鈍材の圧縮部に対して、表面に付着した雲母を研磨で除去したのちに、ワイヤ放電加工を用いて平行部幅 3mm×平行部長さ 10mm、肩部曲率半径 3mm の小型試験片を圧縮部中央から切り出した。引張軸は TD と平行であり、引張速度は 0.01mm/sec とした。得られた荷重-変位関係より得られる見かけの剛性を用い、試験片と試験機の弾性変形を算出して除した変位を初期平行部長さで割った値を公称塑性ひずみとし、荷重を平行部の初期断面積で割った値を公称応力として評価した。一部の引張破断材に対しては、走査電子顕微鏡による破面観察を行った。また、圧縮部の光学顕微鏡観察と走査電子顕微鏡 (SEM) における背面反射電子線回折図形 (EBSD) 解析による組織評価を行った。顕微鏡観察は研磨後ナイタールによるエッチングにより組織を現出させて行った。SEM 観察や EBSD 測定は過塩素酸酢酸混合液による電解研磨を施した面にて行った。加えて、ビッカース硬さ試験を板厚方向に沿って種々の位置で保持時間 15 秒間、荷重 25g の負荷条件にて行った。また、平滑材と凹凸界面材 (L-groove 材) の引張試験中に生じる応力状態を有限要素法 (FEM) により評価した。

3. 実験結果

3.1 組織

Fig.3 は切削加工を施した 0.45%C 鋼に対して走査レーザー変位計による測定を行って得られた表面形状である。立体図 (three-dimensional view)(a) と溝方向と垂直な方向に沿った表面位置プロファイル (b) を示している。比較的平坦な斜面から構成される三角溝が成形されていた。溝の角度が 63 度、頂点間のピッチが 1.06mm、高さが 0.86mm の溝が平行に並んで周期的に存在してい

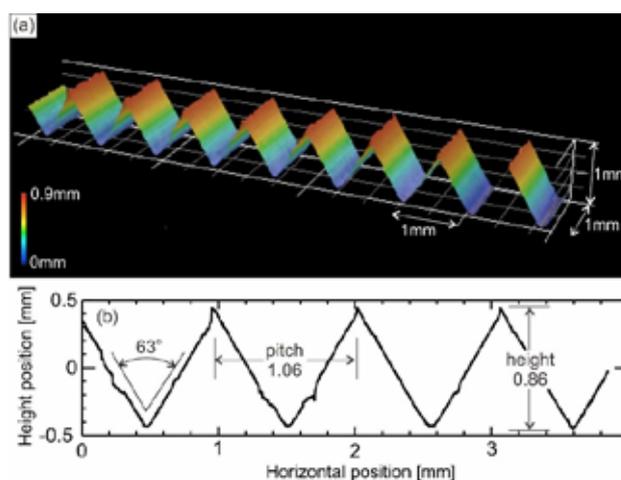


Fig.3 切削により成型した凹凸表面の形状をレーザー変位計により測定して得た鳥観図(a)と高低差プロファイル(b)

た。0.05%C 鋼にも同様の形状の三角溝が形成されていた。

Fig.4 は、平坦界面材(a)、L-groove 材(b)及び T-groove 材(c)の光顕組織である。平滑界面材と L-groove 材では、水平方向が TD、垂直方向が板厚方向 (ND) となる面を観察し、T-groove 材は水平方向が LD、垂直方向が ND となる面を観察した。いずれの場合も、板厚中心軸に関して対称となる構成を有しており、0.05%C 鋼部と 0.45%C 鋼部はコントラストの違いにより明確に識別することができる。いずれのサンプルにおいても、0.05%C 鋼部と 0.45%

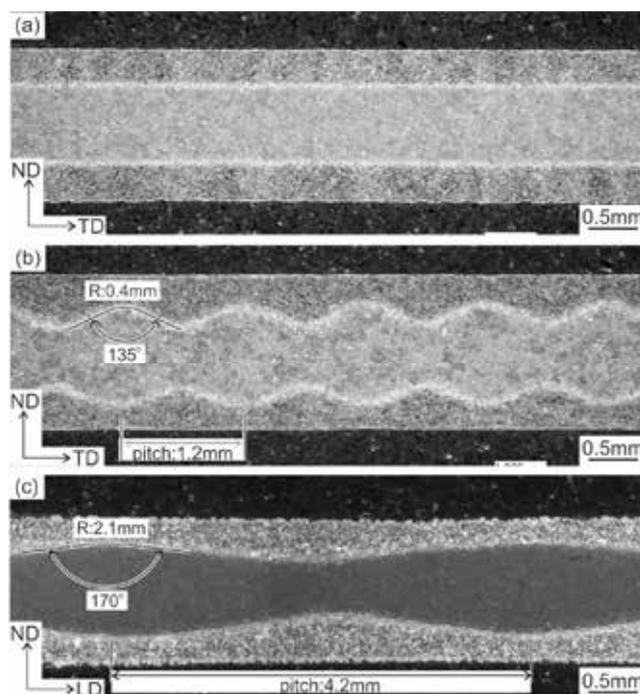


Fig.4 平滑界面材(a), L-groove 材(b)および T-groove 材(c)の断面光学顕微鏡組織

C 鋼部の体積率は圧縮前と同じくほぼ 1 対 1 であり、また、層界面にはボイド等の接合欠陥は認められなかった。積層界面の形状を測定して得られたデータを Table 1 に示す。L-groove 材(b)は T-groove 材(c)と比べて、溝の角度とピッチが小さくなっている。圧縮部が均一に平面ひずみ変形していると仮定して得られる ND に平行な向きの圧縮率 (75%) および体積一定則から得られる LD に平行な向きの工学垂直ひずみ (3.0) を用いて、圧縮前の三角溝形状の変化を計算して得られる溝の角度、頂点間距離、および高低差を Table 1 中にかっこを付けた数字に示した。この計算結果は、0.05%C 鋼部と 0.45%C 鋼部の変形抵抗の差は無視できるほど小さく、試験片の外形変化と同様の平面ひずみ変形が圧縮部に均一に生じていると仮定して算出している。これらの計算値と実測値はおおむね一致していた。この結果は、圧縮温度 1,000°Cにおける素材間の変形抵抗差が小さいこと[14]および素材と工具間の固着の弱い良好な潤滑状態であったことが原因であると考えられる。

Table 1 凹凸界面材の形態測定結果 () 内の数字は均一平面ひずみ圧縮を仮定して計算された値)

	angle [°]	pitch [mm]	height [mm]
before compression	63	1.06	0.86
L-groove interface	135 (138)	1.20 (1.06)	0.20 (0.22)
T-groove interface	170 (168)	4.20 (4.24)	0.20 (0.22)

Fig.5 は平滑界面材および L-groove 材の界面近傍の EBSD 測定結果を示している。図中の右上の標準ステレオ三角形にある配色により圧縮軸 (ND) に平行な結晶方位を示しており、隣接測定点間の方位差(θ)が 15 度以上の大角粒界を黒線で示している。界面形態の違いにかかわらず、0.45% C 鋼部分は微細な矩形形状のブロックから構成されるラスマルテンサイト組織[15]が観察され、旧オーステナイト粒径は凡そ 30 μ m 程度

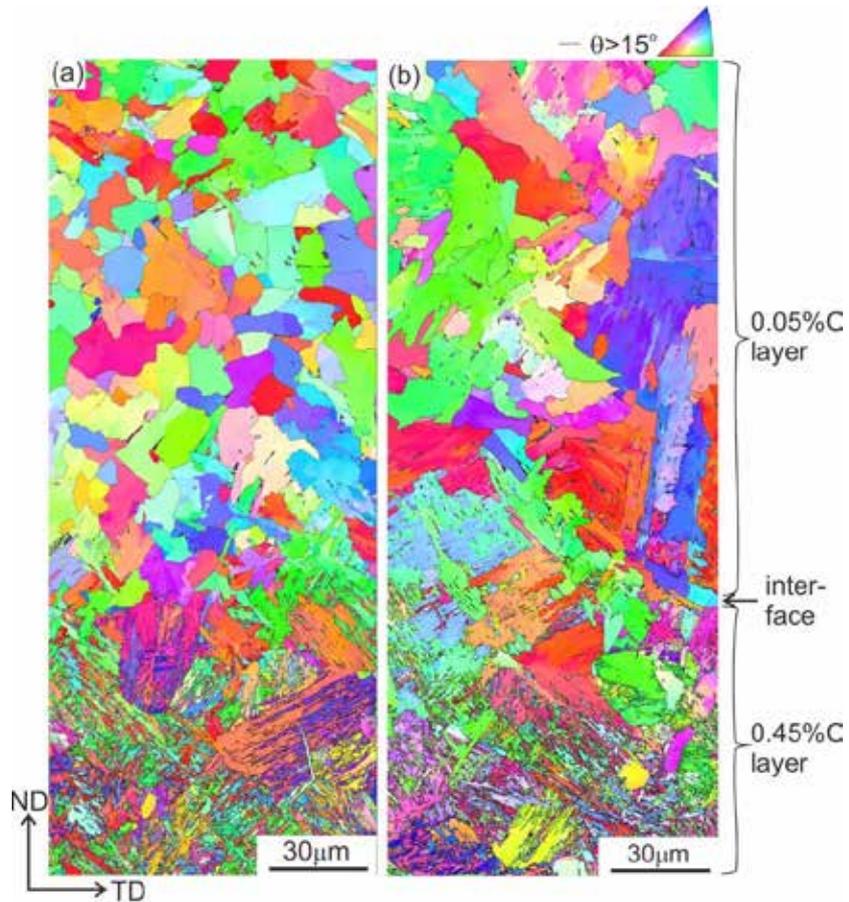


Fig.5 平滑界面材(a)と L-Groove 材(b)の界面近傍の EBSD 測定結果 (色はNDに平行な結晶方位を示している)

である。低炭素鋼では比較的等軸的なフェライト粒が観察される。界面近傍では、SEM 観察においてもボイド等の欠陥や化合物層は観察されない。積層界面近傍に注目すると、界面をまたいで同じ結晶方位を示すブロックが存在しており、熱間圧縮中に積層界面をまたいでオーステナイト粒界が移動したことが分かる。また、積層界面近傍の 0.05% C 鋼層では、大角粒界に囲まれた領域にコントラストの違いで区別できるブロックがみられ、そのサイズは 0.45% C マルテンサイトのものよりも大きい。この傾向はこれまで報告されている炭素量とマルテンサイト形態の関係[15]に等しく、界面を介して炭素が拡散していることを意味している。EBSD 測定で観察される結晶方位分布に関しては、Fig.5 で示すように界面形態の影響は少なく、また Fig.6 で示すように、温度 ($\leq 500^{\circ}\text{C}$) によらず、焼鈍しても大きな変化は見られなかった。

炭素鋼マルテンサイトの焼戻において変化を示す炭化物の形態を SEM により観察を行った。観察は平滑界面材に対して行い、その結果を Fig.7 に示す。0.05% C 鋼部はすべての焼戻条件で同様にセメンタイトの層状組織であるパーライト組織が見られた。これは、低炭素鋼は良好な焼入れ性を有さないことに起因する。一方で、0.45% C 鋼部では、焼戻

温度の増大とともに炭化物が球状化しサイズが大きくなっていった。これは、炭素鋼マルテンサイトの焼戻における組織変化の第4段階として知られる[16]セメントタイトの粗大化が生じていることを意味している。Fig.5で示したように、界面形態によらず界面近傍の組織分布は大きく変化しなかったことから、ここで示された焼き戻し時の炭化物変化も、界面形態には依存しないと考えられる。

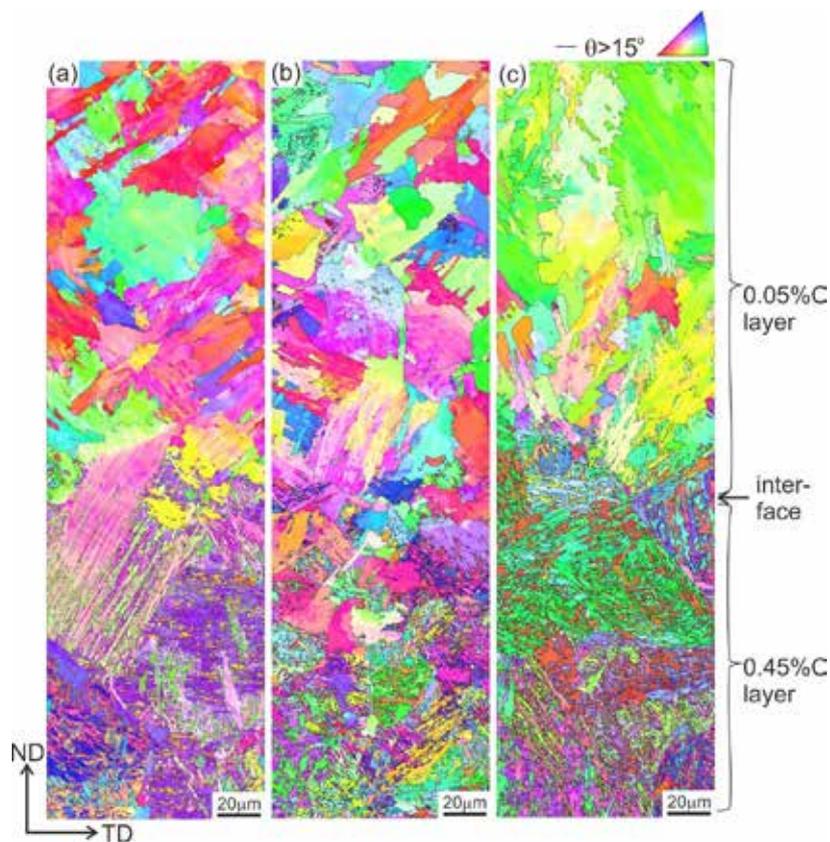


Fig.6 300°C(a)、400°C(b)、500°C(c)焼鈍材の界面近傍の結晶方位カラーマップ

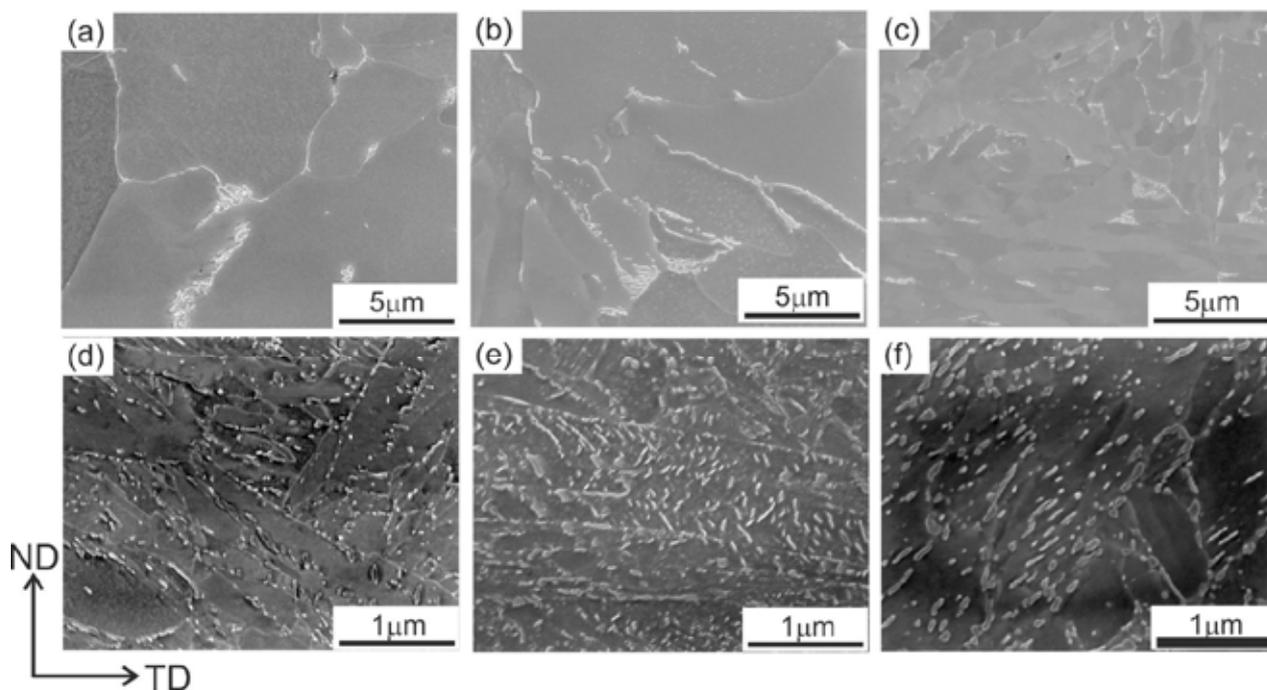


Fig.7 300°C(a,d)、400°C(b,e)および500°C(c,f)で焼鈍された平滑界面を有する接合材の0.05%C鋼層(a,b,c)と0.45%C鋼層(d,e,f)のSEM像

Fig.8 に、平滑界面を有する圧縮まま材および焼戻材における板厚方向に沿った硬さ分布を示している。フェライト・パーライト組織を示した 0.05%C 鋼部はすべての試料にて約 180Hv の値を示す。一方で、マルテンサイト組織を示した 0.45%C 鋼部では、条件により値が異なる。圧縮まま材では、0.45%C 鋼部の平均値は 600Hv を超え

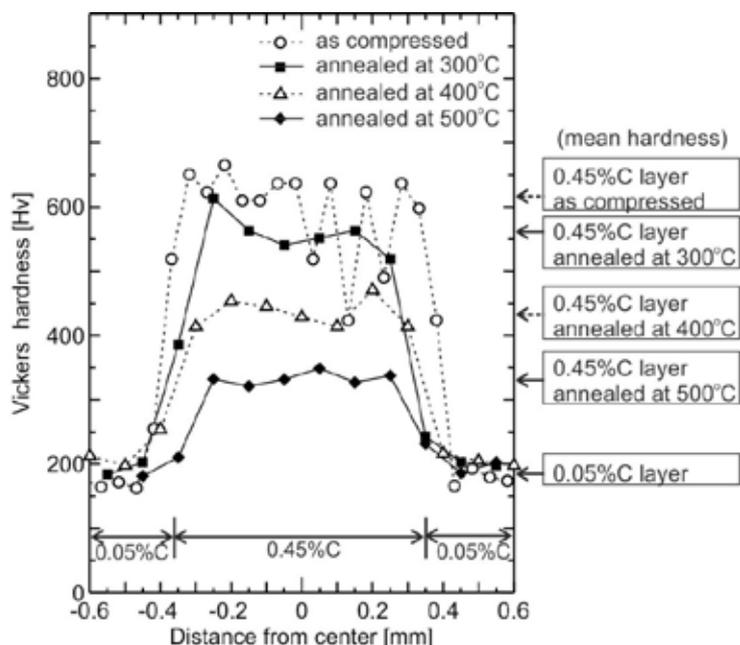


Fig.8 平滑界面を有する積層材の圧縮まま材および各種温度焼鈍材の厚さ方向における硬さ分布

ており、焼入ままのマルテンサイトの硬さとして知られる値(~730Hv)[16,17]よりもやや低い値を示す。これは、今回のプロセスでは、圧縮後の冷却は空冷により行っているため、水冷等の焼入プロセスと比べて冷却速度が遅く、冷却中に焼戻効果が生じているためである。

以上の結果より、今回のプロセスでは焼入性の高い 0.45%C 鋼部がマルテンサイトとなり、0.05% C 鋼部はフェライトからなる軟質組織を示すことが明らかとなった。こうした組織構成は界面形態の影響を受けず変化しないこと、および焼鈍により 0.45%鋼部のみ焼戻により軟化させることが可能であることが示された。

3.2 引張変形と破壊

Fig.9 は平滑界面を有する圧縮材と単層材の公称応力-公称ひずみ曲線である。比較のため、積層

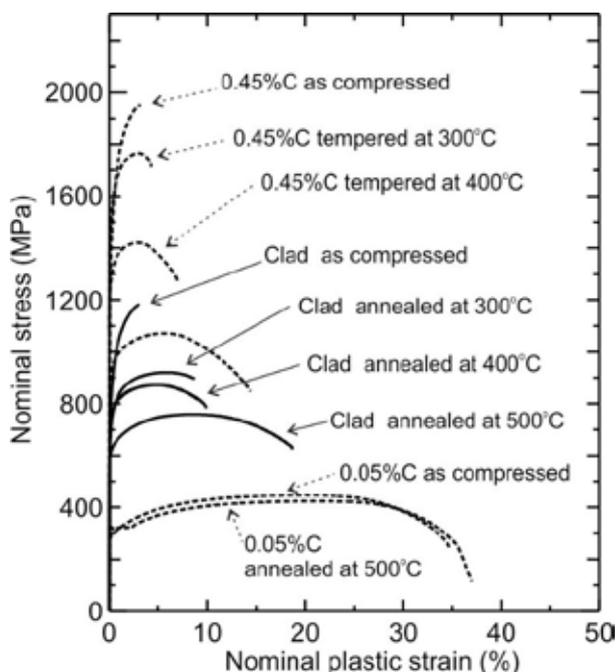


Fig.9 平滑界面を有する積層材の圧縮まま材および各種温度焼鈍材の公称応力-公称ひずみ曲線

材の各層を構成する、0.05% C 鋼単層材と 0.45% C 鋼単層材のデータも併せて示している。0.45% 鋼単層材は圧縮ままの状態、1900MPa 以上の高強度を示すが、応力低下を伴う局部伸びを示すことなく破断している。後に示すように(Fig.12)、この際の破面はリバーパターンを示し脆性的な破壊が生じていた。焼戻温度が高くなるにつれ強度が低下し延性が回復してゆく。焼戻材はすべて局部伸びを生じたのち破壊した。一方で、0.05% C 鋼単層材では、圧縮まま材と焼鈍材はほぼ同じ強度と延性を示した。低炭素鋼に特徴的にみられる降伏点降下現象とその後のリューダース伸びは圧縮まま材には明確には見られなかったものの、焼鈍材には見られた。積層圧縮材および積層焼鈍材の強度は各構成層のデータの中間の値を示すが、変形挙動は 0.45% C 鋼単層材とよく似ている。すなわち、圧縮まま材は局部伸びを示さず、焼鈍材においてリューダース伸びがみられない。この結果は、積層圧縮材の各層間に力学的相互作用があることを示唆している。

Fig.10 は平滑界面を有する積層圧縮材と単層材の 0.2%耐力、引張強さ、均一伸び、全伸びを示している。強度に関して言えば、降伏応力、引張強さはともに 0.45% C 鋼は焼戻温度の上昇とともに低下し、0.05% 鋼は焼鈍温度を変化させても大きく変わらない。

積層鋼は、焼鈍温度によらず、0.05% C 鋼単層材と 0.45% C 鋼単層材のほぼ平均値を示す。これは、構成層の混合が等体積である各種層状積層材の強度が線形加算則 (rule of average) に従うという過去の報告 [2] に一致する。一方で、延性は、0.05% C 鋼単層材が大きな伸びを示すのに対して、0.45% C 鋼単層材は数%程度と低い。積層材は

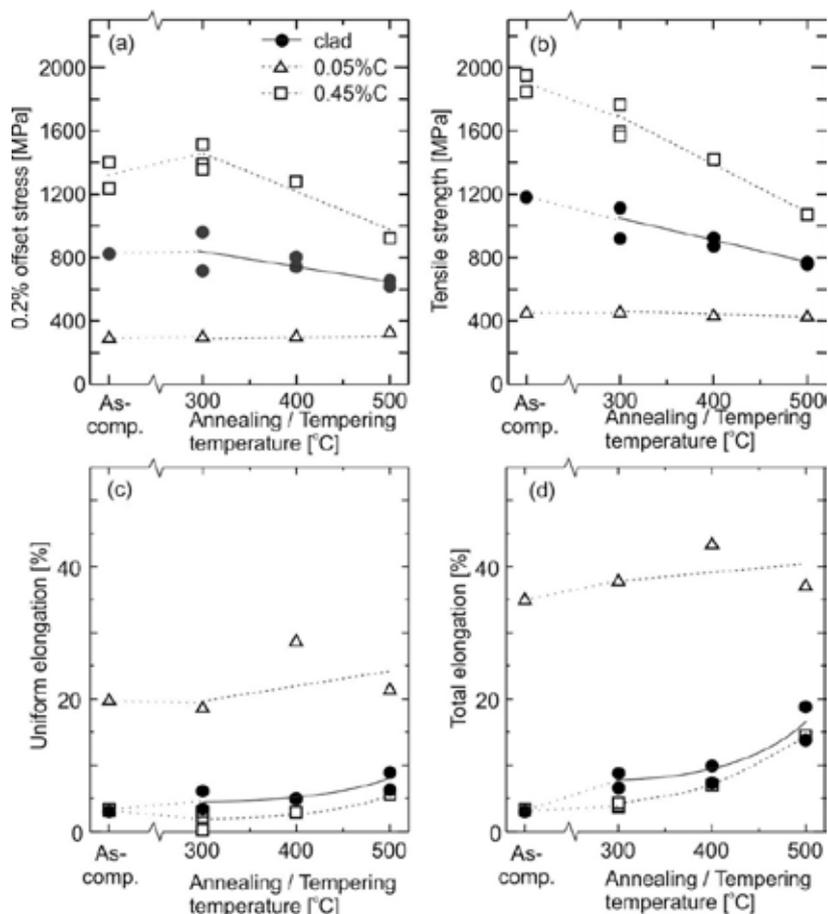


Fig.10 平滑界面を有する積層材および構成層各層単体の圧縮まま材および各種温度焼鈍材の 0.2%耐力(a), 引張強さ(b), 均一伸び(c)および全伸び(d)

0.45%鋼よりは大きな値を示した。ここで示されたように、各層の強度差を有しつつ各層の延性を大きく回復することができる 300°C焼鈍を、L-groove 材および T-groove 材に対して施し、延性を十分有する場合の界面形態の影響を調べた。

Fig.11 は凹凸界面を有する圧縮材と平滑界面圧縮材の SS 曲線である。平滑界面材、L-groove 材および T-groove 材について、圧縮まま材および 300°C焼鈍材の二種類の結果を示している。この図が示すように、局部伸び以降の変形・破壊挙動が界面形態により大きく異なる。圧縮まま材はすべて同様の加工硬化挙動を示し、局部伸びを示さない脆性的な破壊を示す。破壊強度は L-groove 材が平滑界面材よりも小さく、T-groove 材は平滑材よりもわずかに大きな値を示す。L-Groove 材の延性が劣化した原因については、本論文の最後で議論する。

一方で、焼鈍材は L-groove 材のみ脆性的破壊を示し、それ以外は局部伸びを伴う延性破壊を示した。すなわち、圧縮まま材と焼鈍材の両方において、引っ張り軸に対して平行でない界面を有する L-groove 材が延性を悪化させることが明らかとなった。

Fig.12 は破面観察結果である。0.05%C 鋼単層材はディンプルパターンを示し、0.45% C 鋼はリバーパターンを伴う脆性的破面を示した。Fig.11 で示したように圧縮ままの平滑界面積層材や圧縮ままの L-groove 材では脆性的破壊が示唆されたが、それに対応して、破面も脆性的なものであった。すなわち、両サンプルにおいていずれの層でもリバーパターンが観察された。よく知られているようにフェライトパーライト組織を有する 0.05%C 鋼では、通常室温では脆性破面が生じることはなく、それと大きく異なる今回の結果は注目すべきであろう。また、ファセット面の大きさが 0.05%C 鋼部の方が 0.45%C 鋼部と比べてやや大きい。これは、Fig.5 に示したように、0.05%C 鋼部のほうが大角粒界密度が小さいことに対応している。一方で SS 曲線から延性破壊が示唆された平滑界面積層材の焼鈍材では、いずれの層でも延性破壊を示していた。また、すべての積層材の破面に関して、破壊形態の種類によらず界面における剥離は観察されず、破壊まで各層間は接合していることが明らかとなった。

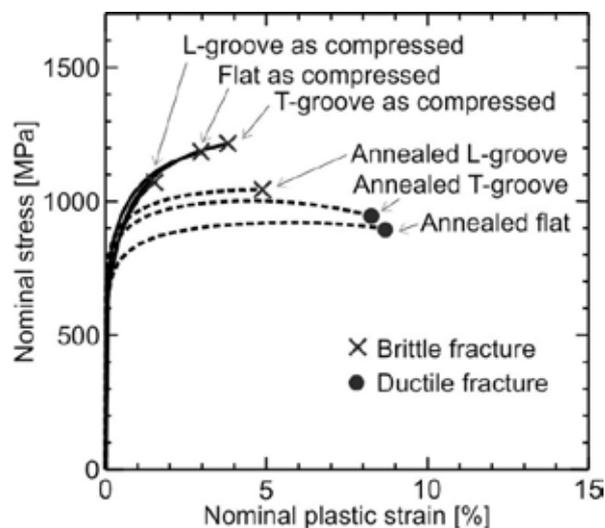


Fig.11 平滑界面および凹凸界面を有する積層材の圧縮まま材および 300°C焼鈍材の公称応力-公称ひずみ曲線

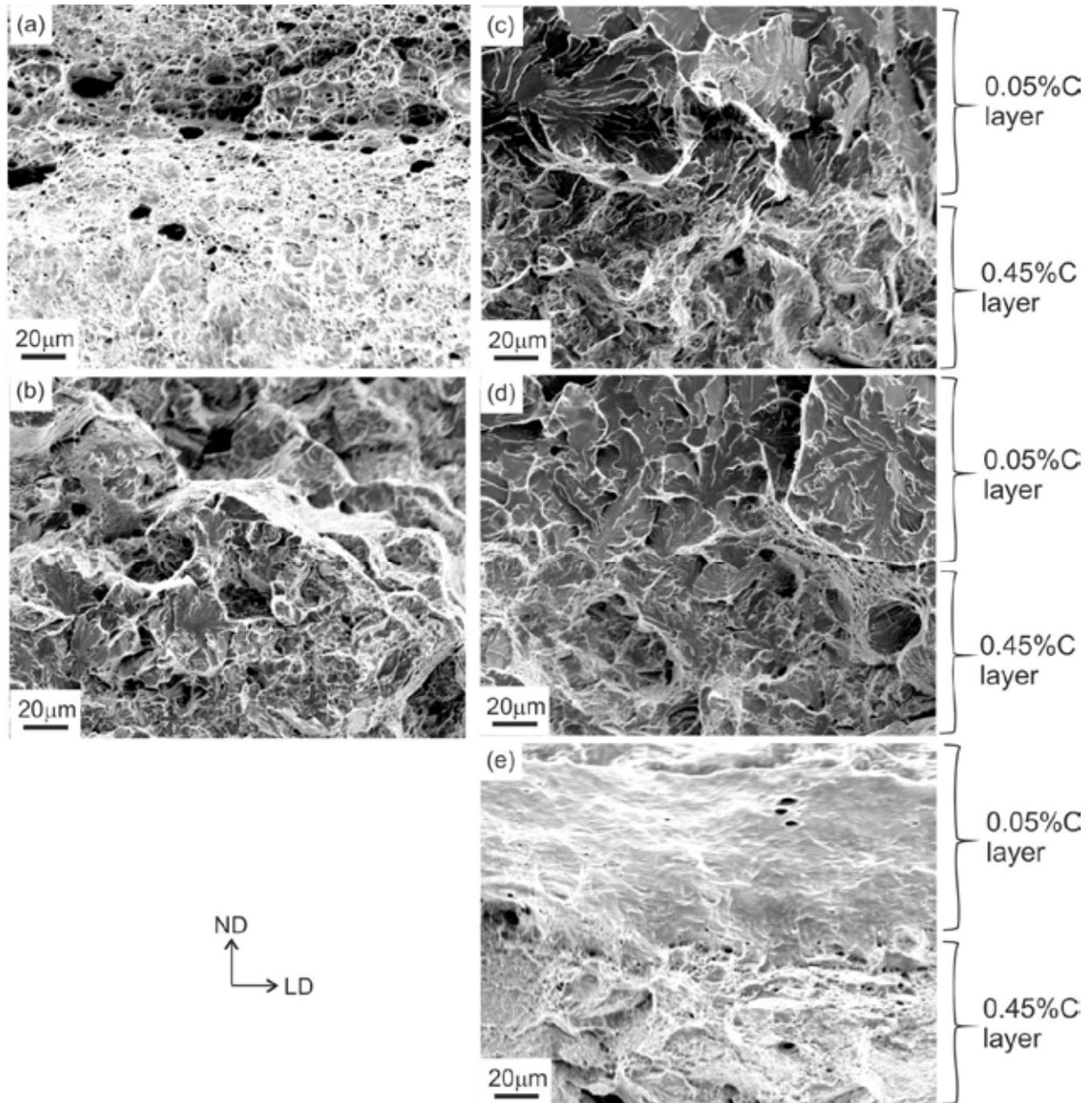


Fig.12 0.05%C 鋼単層材(a)、0.45%C 鋼単層材(b)、平滑界面を有する圧縮まま積層材(c)、圧縮まま L-groove 材(d)および平滑界面積層材(e)の 300°C焼鈍材の引張試験破面の SEM 像

4. 考察

本研究により、低炭素鋼と中炭素鋼を用いたサンドイッチ型構造を有する鋼板では、硬質層である中炭素鋼が高強度を有する場合、界面形態は、降伏強度やその後の加工硬化挙動に大きな影響を受けないが、破断伸びは大きく変え得ることが明らかとなった。こうした界面形態の影響が生じるメカニズムについて議論する。

Fig.12 に示したように、界面形態が破断伸びに大きく影響を及ぼす場合、すなわち積層まま材の場合、破断面は表層部と中央部のいずれも脆性破壊を示唆するリバーパターンが観察されている。一方で、表層部を構成している 0.05% C 鋼のみからなるサンプルの場合、リバーパターンは見られなかった。この結果は、サンドイッチ型にすることにより、0.05% C 鋼の破壊形態が延性破壊から粒内脆性破壊に遷移したことを意味している。これと同様な延性-脆性遷移は、炭素鋼のシャルピー衝撃試験により得られる温度-破壊形態の関係においてもみられる。その際の遷移は、温度に強く依存しない脆性破壊応力と塑性変形の開始を意味する降伏応力の大小関係により説明され、降伏応力は温度低下とともに大きく上昇し、降伏応力が脆性破壊応力よりも大きくなった場合に脆性破壊が生じるとされる[18,19,20,21]。粒内脆性破壊条件については、種々の議論がある。主として、フェライト鉄の場合、変形双晶の発生が粒内脆性破壊の発生条件とする場合[18]と、ノッチ付き試験片を用いた研究で議論される亀裂近傍の応力状態によるもの[20]がある。今回の場合は、変形温度が室温であり、かつマクロな強度は各層の強度の平均値で記述され、変形双晶形成に必要な大きな応力が生成していると考えにくいため、ミクロな介在物あるいはミクロな接合欠陥など不可避免的に導入される界面近傍の亀裂発生源周辺の応力状態の変化によるものと考えられる。

今回の場合、異材界面の存在が付加的な応力を付与したことが予想される。付加的な応力は、例えば溶接継手設計時に考えられる塑性拘束硬化[22]によるものがある。また、複合材料の研究では、異材の積層を引張軸に平行に積層するか垂直に積層するかによって、変形状態が応力均一状態またはひずみ均一状態のどちらかになることが知られている[23]。今回の場合、引張軸と平行な界面のみで形成されている平滑界面材や T-groove 材は前者のひずみ一定モデルとみなされる構成であるが、L-groove 材は引張軸と垂直な界面成分も含まれている。その結果、他の二者とは異なり、ひずみ一定条件と応力一定条件で説明される界面の影響が混在するため、他のものとは大きく異なる応力状態を有することも予想される。これらの界面近傍の応力状態を具体的に定量的に示すことは困難であるが、少なくともこうした界面近傍の応力状態の変化により粒内脆性破壊が生じやすい状態になった可能性はあるであろう。

一方で、降伏応力やその後の加工硬化挙動が大きく変化しなかった理由も、今回の構造に原因があると考えられる。すなわち、今回はサンドイッチ型の構造を有しており、応力状態の変化をもたらす界面は 2 枚しか存在していない。リバーパターンを示すような脆性破壊の場合は、破壊の起点となりうる局所領域近傍においてのみ一定の条件を満たせば破壊が生じるが、降伏応力やその後の加工硬化はサンプル全体における転位運動の様式により決まるため、今回のような構造には敏感ではないのであろう。

最後に界面構造が延性に影響を及ぼした例として、Fig.11 に見られた圧縮ままの平滑界面材と圧縮まま L-Groove 材の伸びの違いを明らかにするために、各構造を有する試験片に対して 2.5% の引張ひずみを与えた際の引張軸に平行な垂直応力分布(a)と引張軸に平行

な垂直塑性ひずみ(b)をFEM解析により求め、得られた結果を Fig.13 に示す。平滑界面では同一層内部では均一な応力分布を示すが、凹凸界面では界面形態に応じて界面近傍で大きく値が変化する。特に、L-Groove 材の応力分布(b)に見られるように、0.45% C鋼層の厚さ方向の割合が最も少ない部(図中 C-C')において、0.45% C鋼層の界面近傍で平滑界面では見られなかった大きな応力分布が見られた。実際に、破断部を観察したところ、L-groove 材では0.45% C鋼層厚さが最も薄くなる部分で破断していた。すなわち、応力分布が生じやすい凹凸形状を有する界面は、延性確保の観点からは積層材では不利になることが明らかとなった。

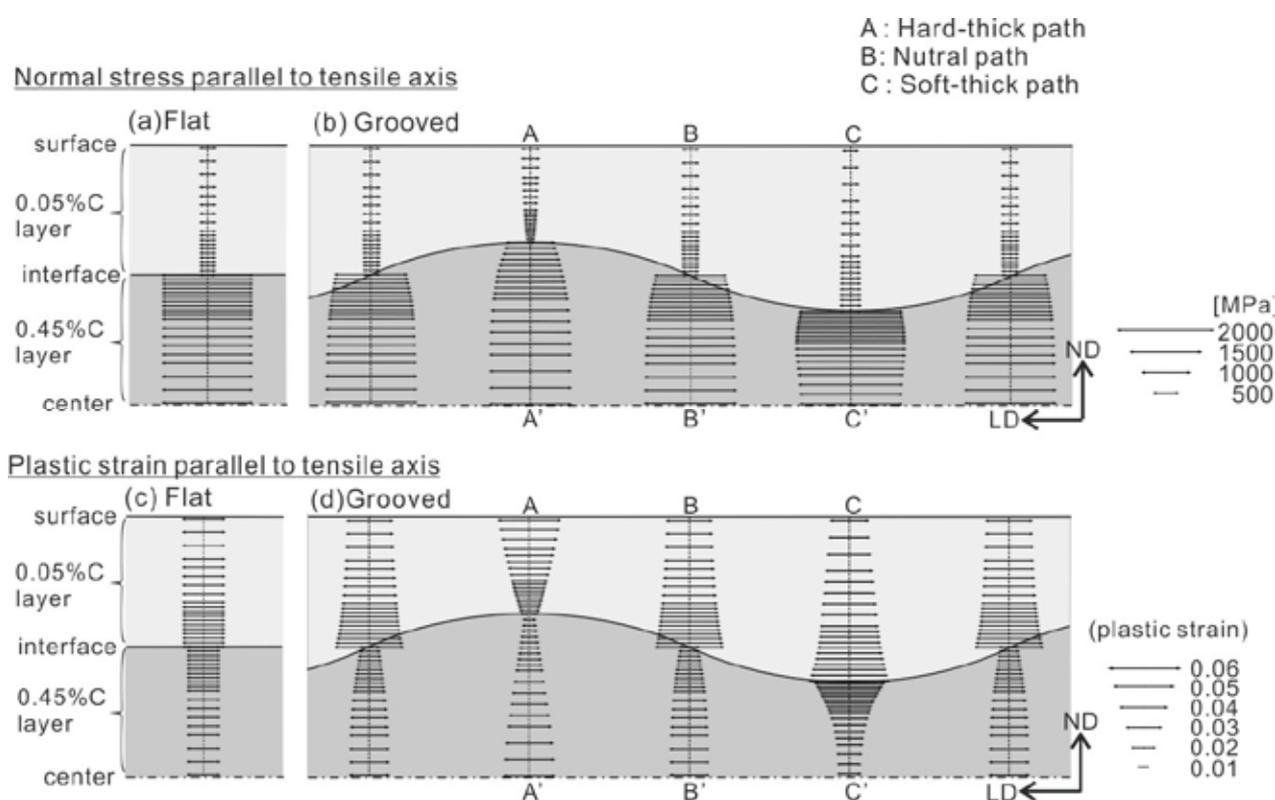


Fig.13 平滑界面材(a,c),および L-groove 材(b,d)に2.5%の引張ひずみを与えた際の引張軸応力(a,b)および塑性ひずみ(c,d)の分布

5. まとめ

日本刀にみられるようなサンドイッチ構造を低炭素鋼と中炭素鋼を用いて高温平面ひずみアンビル圧縮により試作し、室温引張特性に及ぼす界面形態の影響を明らかにした。得られた主な知見を以下に示す。

- (1) 0.05% C 鋼板が表層部に、0.45% C 鋼板が中心部となる構成を有し、各鋼の体積比がほぼ等しくなるように積層(stack)したサンプルに対して、真空雰囲気中で

1,000°Cにて平面ひずみ圧縮を行うことにより一体化したサンプルを得ることができた。また、積層前の各素材の積層面に対して引張軸と平行または垂直なV字型溝を切削加工することにより、波状界面を有するサンプルも得た。圧縮後の溝の形状は外形形状と相似な変化を示した。

- (2) 表層部と中心部の焼き入れ性に起因して、サンプルの表層部と中心部では、それぞれ、フェライト・パーライト組織とラスマルテンサイト組織が観察された。また、SEM観察の結果積層界面に欠陥は認められなかった。
- (3) 界面形態が変化しても、降伏強度やその後の加工硬化挙動は大きな変化を示さない一方で、破断伸びは界面形態と強い相関を有した。引張軸に垂直な溝を有する界面を持つものが最も伸びが小さく、それと比較して、平滑界面と引張軸に平行な溝を有する界面を持つサンプルの伸びは大きい値を示した。また、圧縮ままのサンドイッチ鋼板の破断面観察では、界面形態によらず中心部ではリバーパターンと微細ディンプルの混在する破面を示し、表層部ではリバーパターンのみが認められた。
- (4) 平滑界面および引張軸と平行な溝を有する界面を持つサンプルの延性の優位性は、温間域で焼鈍したサンプルの引張試験結果でも確認できた。高強度化に伴い、局所的に付加的な応力が生じやすい波状界面を有すると脆性破壊が生じやすくなるため、平滑界面が延性確保にとって有効であることが明らかとなった。

謝辞

本研究は、公益財団法人 JFE21 世紀財団の助成を受けて行われた。衷心より感謝の意を表す。

参考文献

- [1] T. Matsuoka, K. Yamamori, *Met. Trans. A*, 6A (1975) 1613-1622.
- [2] R. A. Neugebauer, T. Altan, M. Geiger, M. Kleiner, A. Sterzing, *CIRP Annals Manufact. Tech.*, 55 (2006), 793-816.
- [3] Z. W. Xing, J. Bao, Y. Y. Yang, *Mater. Sci. Eng. A*, 499 (2009) 28-31.
- [4] M. R. Notis, *Mater. Charact.* 45 (2000), 253-258.
- [5] R. Ueji, T. Inoue, *J. Japan Soc. Tech. Plast.*, 58 (2017) 323-329.
- [6] D.R. Lesuer, C. K. Syn, O. D. Sherby, J. Wadsworth, J. J. Lewandowski, W. H. Hunt Jr., *Int. Mater. Rev.*, 41 (1996) 169-197.
- [7] J. Wadsworth, D. R. Lesuer, *Mater. Charact.*, 45 (2000) 289-313.
- [8] J. Inoue, S. Nambu, Y. Ishimoto, T. Koseki, *Scr. Mater.*, 59 (2008) 1055-1058.
- [9] T. Koseki, J. Inoue, S. Nambu, *Mater. Trans.*, 55 (2014) 227-237.
- [10] M.-Y. Seok, J.-A. Lee, D.-H. Lee, U. Ramamurty, S. Nambu, T. Koseki, J.-J. Jang,

Acta Mater., 121 (2016) 164-172.

- [11] T. Sakai, Y. Saito, K. Hirano, K. Kato, Trans. ISIJ, 28 (1988) 1028-1035.
- [12] H. Azizi, H. S. Zurob, D. Embury, X. Wang, K. Wang, B. Bose, Acta Mater., 143 (2018) 298-305.
- [13] C. W. Shao, P. Zhang, Y. K. Zhu, Z. J. Zhang, Y. Z. Tian, Z. F. Zhang, Acta Mater., 145 (2018) 413-428.
- [14] H. Yada, N. Matsuzu, K. Nakajima, K. Watanabe, H. Tokita, Trans. ISIJ, 23 (1983) 100-109.
- [15] S. Morito, H. Tanaka, R. Konishi, T. Furuhashi, T. Maki, Acta Mater., 51 (2003) 1789-1799.
- [16] H. K. D. H. Bhadeshia, R. Honeycombe, Steels Microstructure and properties, third ed., Elsevier, Oxford, 2006.
- [17] G. Krauss, Mater. Sci. Eng. A, A273-275, (1999) 40-57.
- [18] A. Gilbert, G. T. Hahn, C. N. Reid, B. A. Wilcox, Acta Metall., 12 (1964) 754-755.
- [19] D. L. Bourell, Metall. Trans. A, 14 (1983) 2487-2496.
- [20] T. Inoue, Mater. Trans., 58 (2017) 1505-1508.
- [21] T. Inoue, F. Yin, Y. Kimura, K. Tsuzaki, S. Ochiai, Metall. Mater. Trans. A, 41A (2010) 341-355.
- [22] K. Satoh, M. Toyota, Weld. J. (1975) Supplement 311-319.
- [23] T. H. Courtney, Mechanical behavior of materials, second ed., McGraw-Hill, Boston, 2000.

本研究の成果を公表した論文

- **R. Ueji**, T. Inoue, Effect of Interface Morphology on Tensile Properties of Carbon Steels Sheet with Sandwich Structure, Steel Research International, 90(2019) 1900015
- **R. Ueji**, T. Inoue, Acceleration of diffusional transformation in a high-carbon steel layer composed of a sandwich-like clad steel sheet, Materials Science and Engineering A, 764 (2019) 138217