

プレス成形した超高強度低合金 TRIP 鋼 の遅れ破壊特性評価技術の確立

東北学院大学 工学部 機械知能工学科
准教授 北條 智彦

(2020 年度 重点研究開発助成 課題研究 AF-2020002-A3)

キーワード：高強度鋼板，プレス成形，遅れ破壊

1. 研究の目的と背景

自動車の車体軽量化によるエネルギー効率の向上と衝突安全性の向上のため、自動車用高強度鋼板のさらなる高強度化が求められている。自動車用高強度鋼板は強度レベルが上昇するにしたがってプレス成形性の低下、および遅れ破壊の発生が問題となる。プレス成形性の低下の問題に関しては、鋼板を再結晶温度以上でプレス成形し、そのまま金型で急冷して母相をマルテンサイト組織とすることで超高強度を得ることができるホットスタンプ技術¹⁾が適用されたが、将来的には引張強さ 1500 MPa 級の超高強度鋼板を冷間プレス成形することが予想される。高強度鋼板の遅れ破壊特性評価に関しては、引張試験片を用いて低ひずみ速度引張 (SSRT: slow strain rate tensile) 試験や定荷重試験により評価された報告^{2, 3)}は多いが、プレス成形部品の遅れ破壊特性評価に関する報告^{4, 5)}はほとんど行われていなかった。プレス成形には曲げ、張出し、穴広げ、深絞りのような様式があり、それぞれのプレス成形様式で異なる成分の残留応力、塑性ひずみ分布が生じる。また、このプレス成形部品に水素が侵入した場合、水素は静水圧応力の高い領域に集積し、また、塑性ひずみ付与によって生じた転位にもトラップするため、プレス成形部品には非常に複雑な残留応力、塑性ひずみ、水素分布が存在し、プレス成形部品の遅れ破壊特性評価は難しい。本研究では、プレス成形を施した高強度鋼板の遅れ破壊特性評価を行い、遅れ破壊挙動の詳細な調査を行った。

2. 実験方法

2.1 供試鋼

本研究では表 1 に示す化学組成の冷延鋼板を用いた。この冷延鋼板に 900°C×1200 s のオーステナイト域焼鈍、引き続き 250°C×1000 s の等温変態処理を施し、TRIP 型マルテンサイト (TM) 鋼を作製した。TM 鋼の微細組織を図 1 に、機械的特性、および残留オーステナイト (γ) 特性を表 2 に示す。本研究の TM 鋼の 0.2% 耐力、引張強さは 949 MPa、1404 MPa、全伸びは 8.7% を有し、残留 γ 体積率とその炭素濃度は 3.7 vol%，および 0.35 mass% であった。

表 1 TM 鋼の化学組成 (mass%)。

C	Si	Mn	P	S	Al	O
0.2	1.48	1.5	<0.005	0.0022	0.042	0.0015

表 2 TM 鋼の機械的特性、および残留オーステナイト特性。

YS	TS	UEI	TEI	$f_{\gamma 0}$	$C_{\gamma 0}$
949	1404	5.1	8.7	3.7	0.35

YS (MPa): yield strength, TS (MPa): tensile strength, UEI (%): uniform elongation, TEI (%): total elongation, $f_{\gamma 0}$ (vol%): initial volume fraction of retained austenite, $C_{\gamma 0}$ (mass%): initial carbon concentration in retained austenite

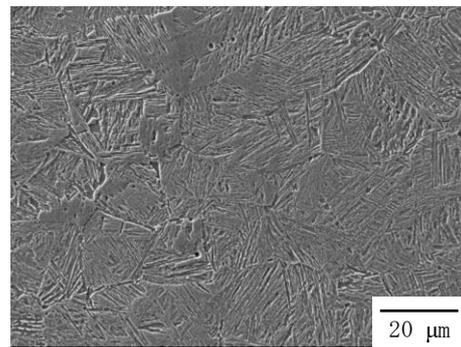


図 1 TM 鋼の微細組織。

2.2 プレス成形試験

U 曲げ試験片には、TM 鋼板から切り出した長さ 100 mm、幅 30 mm、板厚 1.2 mm の試験片を用いた。この試験片に曲げ半径 10 mm の U 曲げ加工を施した。その後、U 曲げ試験片の端部をボルト、ナット締めして U 曲げ頂点部に 0、および 1000 MPa の応力を付与した。なお、U 曲げ加工後、除荷後の U 曲げ頂点部の応力をゼロとして負荷を行った。

穴広げ試験片は約 50 mm×50 mm、板厚 1.2 mm の寸法の試験片にパンチ打ち抜き速度 10 mm/min で直径 4.96 mm のパンチ穴をあけ、引き続き、打ち抜きせん断部を押し込み側として、パンチ先端角 60° の円すいパンチによって押し込み速度 1 mm/min で穴広げ加工を行って作製した。穴広げ試験時のパンチの押し込み量は、パンチが打ち抜き加工した試験片に接触してから 6 mm とした。

張出し試験片は約 50 mm×50 mm、板厚 1.2 mm の寸法の試験片に押し込み速度 1 mm/min で先端半径 8.5 mm の球頭パンチを押し込み作製した。張出し試験時のパンチの押し込み量は、パンチが試験片に接触してから 8 mm とした。

2.3 遅れ破壊試験

U 曲げ、応力負荷後の U 曲げ試験片、穴広げ試験片および張出し試験片の遅れ破壊試験は陰極チャージ法により水素チャージして行った。水素チャージ液には 3% NaCl

+1, または5 g/L NH₄SCN 水溶液を用い, 電流密度1~10 A/m², 25 °Cの条件で行い, き裂発生までの時間を計測した. また, 穴広げ試験片, 張出し試験片の遅れ破壊試験中のき裂発生, 進展挙動を観察するため, パンチ押し込み側, 凸側の両側にデジタルカメラを設置し, 1分ごとにインターバル撮影を行った. U曲げ試験片, 穴広げ試験片, および張出し試験片の遅れ破壊形態は破面観察, および破面近傍の縦断面観察によって行った.

2・4 プレス成形試験片の応力測定

U曲げ試験片, 張出し試験片, および穴広げ試験片のプレス加工によって発生した応力分布の測定はSPRing-8ビームラインBL14B1にて放射光白色X線とGe検出器を用いて行った. 検出器の回折角は10°とした. 得られたX線回折ピークのなかで, αFe321回折ピークをガウス関数を用いて近似を行い, ピーク中心エネルギー, 半価幅を求めた. ピーク中心エネルギーから格子面間隔を計算し, 弾性ひずみ(応力)を推定した.

3. 実験結果および考察

3・1 U曲げ試験片の遅れ破壊特性評価

図2に遅れ破壊を生じたU曲げ試験片の外観を示す. 3% NaCl + 5 g/L NH₄SCN 水溶液, 電流密度10 A/m²の条件で水素チャージを行うと, U曲げ頂点部付近で遅れ破壊き裂が発生した. 図3にU曲げ半径10 mm, 負荷応力1000 MPaのU曲げ試験片の遅れ破壊後の破面写真, および破面近傍の縦断面のEBSD解析結果を示す. U曲げ試験片の遅れ破壊破面は粒界破壊と擬へき開破壊の混合した破面を示し(図3(a)), き裂はおもに旧オーステナイト粒界やマルテンサイトラス境界を進展した(図3(b)). 一部のき裂はマルテンサイトラスを横断するように進展したことが観察された.

図4に曲げ半径10 mm, 負荷応力0, および1000 MPaのU曲げ試験片の板厚方向のU曲げ内側表面, 外側表面, および中央部付近の長手方向の弾性ひずみ(応力)分布を示す. U曲げ加工によって塑性変形した領域において, 負荷応力0 MPaの場合, 板厚方向のU曲げ内側, および中央部付近で引張の弾性ひずみが作用し, U曲げ外側で圧縮の弾性ひずみが作用した. 一方, U曲げ頂点部に1000 MPaの応力を付加した場合, 板厚方向の外側, 中央部で引張の弾性ひずみとなり, 内側表面で圧縮の弾性ひずみが作用する傾向となった. 図5にU曲げ半径10 mm, 負荷応力0, および1000 MPaのU曲げ試験片の遅れ破壊試験後のU曲げ頂点部の縦断面写真を示す. いずれのU曲げ試験片もU曲げ外側表面から板厚中央部付近までの長さのき裂が観察された. さらに, 板厚中央部付近に内部き裂が観察された. これらのき裂は板厚中央部付近で発生し, 板厚外側表面まで進展することなく内部で進展が停止しており, 放射光X線回折測定結果より, 負荷応力が高かった領域のみでき裂が発生, 進展したと考えられる.

U曲げ試験片の曲げ外側の相当塑性ひずみ(ϵ_{eq})は次式

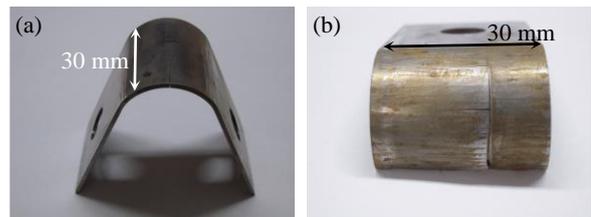


図2 曲げ半径10 mm, 負荷応力(a) 0 MPa, (b) 1000 MPaで遅れ破壊したU曲げ試験片の外観写真.

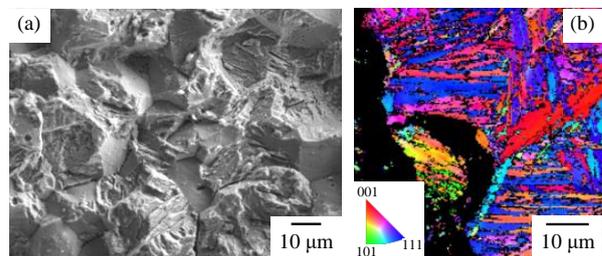


図3 曲げ半径10 mm, 負荷応力1000 MPaで遅れ破壊したU曲げ試験片の(a) 破面写真, および(b) EBSD解析によるIPFマップ.

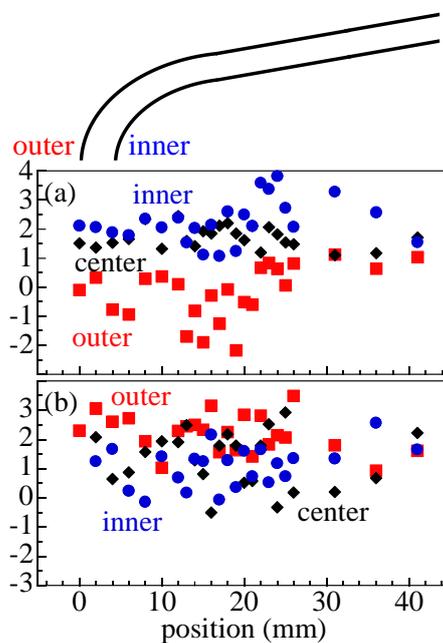


図4 曲げ半径10 mm, 負荷応力(a) 0, および(b) 1000 MPaのU曲げ試験片の板厚方向のU曲げ内側表面, 外側表面, および中央部付近の長手方向の弾性ひずみ(応力)分布.

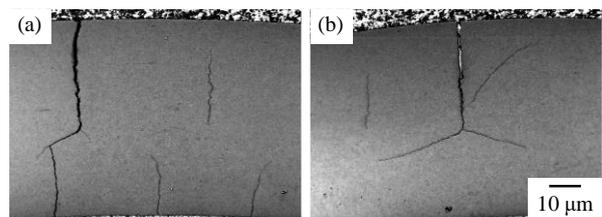


図5 U曲げ半径10 mm, 負荷応力(a) 0, および(b) 1000 MPaのU曲げ試験片の遅れ破壊試験後のU曲げ頂点部の縦断面写真.

(1)⁶⁾ で表され、U 曲げ外側表面、および内側表面で大きく、板厚中央部付近で小さくなる。

$$\varepsilon_{eq} = t / (2R + t) / (2/3^{1/2}) \quad (1)$$

ここで、 t は板厚、 R は曲げ半径である。塑性ひずみによって発生した転位などの欠陥には多くの水素がトラップされるため、U 曲げ加工時には U 曲げ部の板厚中央部よりも外側に多くの水素が存在し、試験片中の水素分布は様ではなかったと考えられる。さらに、図 4 の U 曲げ加工部の弾性ひずみ（応力）分布のように、U 曲げ加工時の板厚方向の残留応力分布は非常に複雑となっている。鋼中の拡散性水素は応力誘起拡散⁷⁾ によって引張応力の高い板厚中央部付近に拡散すると予想され、残留応力によっても試験片中の水素は不均一に分布したと考えられる。U 曲げ試験片に応力付与すると、U 曲げ外側の引張応力が上昇し、負荷応力が高く、塑性ひずみ量、水素量の多い位置で遅れ破壊が発生したと考えられる。負荷応力が低い場合、塑性ひずみが最大の位置、残留応力が最大の位置、および水素量が多い位置が板厚方向でそれぞれ異なるが、遅れ破壊の発生は高い引張の残留応力がおもな因子と考えられる。

3・2 穴広げ試験片の遅れ破壊特性評価

図 6 にパンチ押し込み量 6 mm の穴広げ試験片の遅れ破壊試験中のき裂進展挙動を示す。このとき、水素チャージ液には 3% NaCl + 5 g/L NH₄SCN 水溶液を用い、電流密度は 1 A/m² で水素チャージを行った。穴広げ加工した試験片に水素チャージを行うと、パンチ打ち抜き穴と同心円状に遅れ破壊き裂が発生したことが確認された。凸側よりもパンチ押し込み側のほうが先に遅れ破壊き裂が発生、進展した。図 7 にパンチ押し込み量 6 mm の穴広げ加工後、3% NaCl + 5 g/L NH₄SCN 水溶液、電流密度は 1 A/m² で遅れ破壊試験を行った穴広げ試験片の破面写真、および破面近傍の縦断面の SEM-EBSD 観察結果を示す。穴広げ試験片の遅れ破壊破面は粒界破壊と擬へき開破壊の混合した破面を示した (図 7 (a))。また、遅れ破壊き裂はおもに旧オーステナイト粒界近傍やラス境界を進展し、一部のき裂はラスを横切るように進展したことが確認された (図 7 (b))。

図 8 に放射光 X 線回折測定によって解析したパンチ押し込み量 6 mm の穴広げ試験片の半径方向の弾性ひずみ（応力）分布を示す。穴広げ試験片はパンチ接触側の反対側（凸側）のパンチ打ち抜き穴から約 2.5 mm の位置で高い圧縮の弾性ひずみが発生し、パンチ押し込み側の約 1~2.5 mm の位置で高い引張の弾性ひずみが確認された。また、穴広げ試験片の板厚中央部付近ではパンチ穴縁から約 4 mm の位置で高い引張の弾性ひずみが作用した。

穴広げ試験片は、穴縁付近でパンチ打ち抜き時、および穴広げ試験時の塑性ひずみ付与によりかなり大きな塑性ひずみが存在したと考えられる。また、放射光 X 線回折測定結果より、パンチ押し込み側で、穴縁から約 2.5 mm の位置で高い引張の弾性ひずみが発生し、複雑な応力と塑性ひ

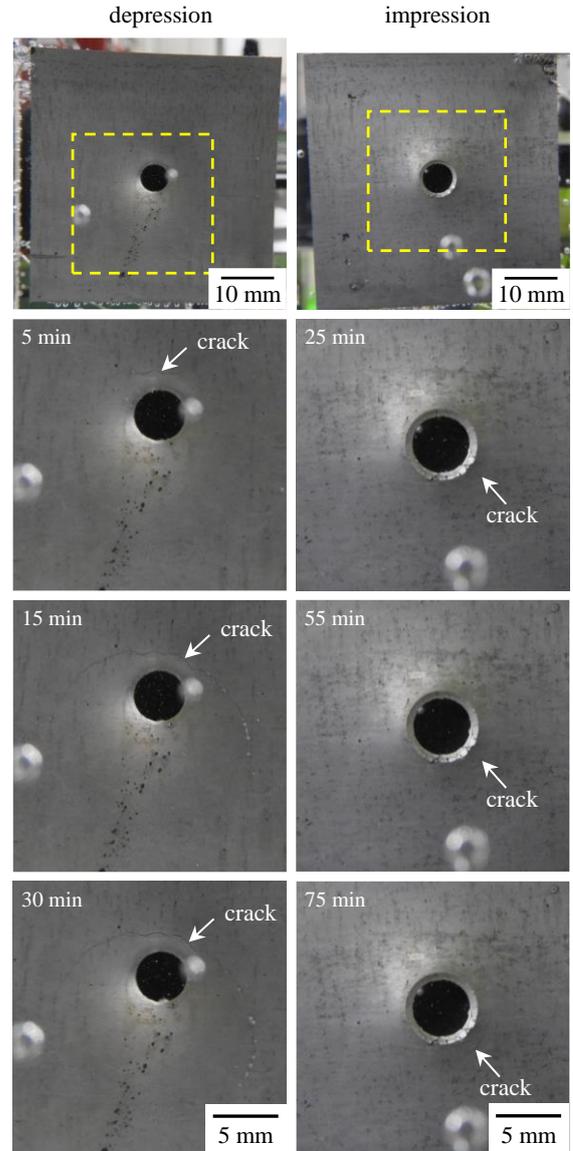


図 6 パンチ押し込み量 6 mm の穴広げ試験片の遅れ破壊試験中のき裂進展挙動。

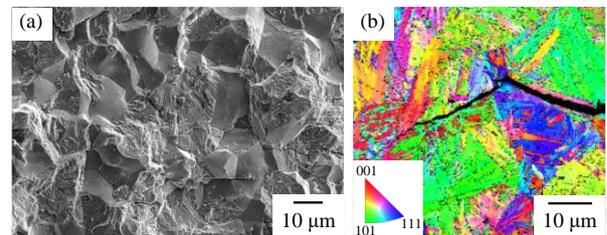


図 7 パンチ押し込み量 6 mm の穴広げ試験片の (a) 破面写真、および (b) EBSD 解析による IPF マップ。

ずみ分布を有した。さらに、水素チャージによって鋼中に侵入した多量の水素はおもに転位上にトラップされるため、大きな塑性ひずみが付与されたパンチ打ち抜き穴縁付近の水素濃度はかなり高かったことが予想される。鋼中の拡散性水素は応力誘起拡散⁷⁾ によって引張応力の高い穴縁から約 2.5 mm の位置にも集積し、穴広げ試験片内の拡

散性水素分布も一様ではなかったと考えられる。図6, および8より穴広げ加工時に高い引張の弾性ひずみを生じた位置の近傍で遅れ破壊き裂が発生, 進展したことから, 穴広げ試験片の遅れ破壊発生因子はおもに, 穴広げ加工時に導入された引張応力と考えられ, 高い引張応力(静水圧応力)による水素集積も遅れ破壊き裂発生, 進展を促進したと考えられた。

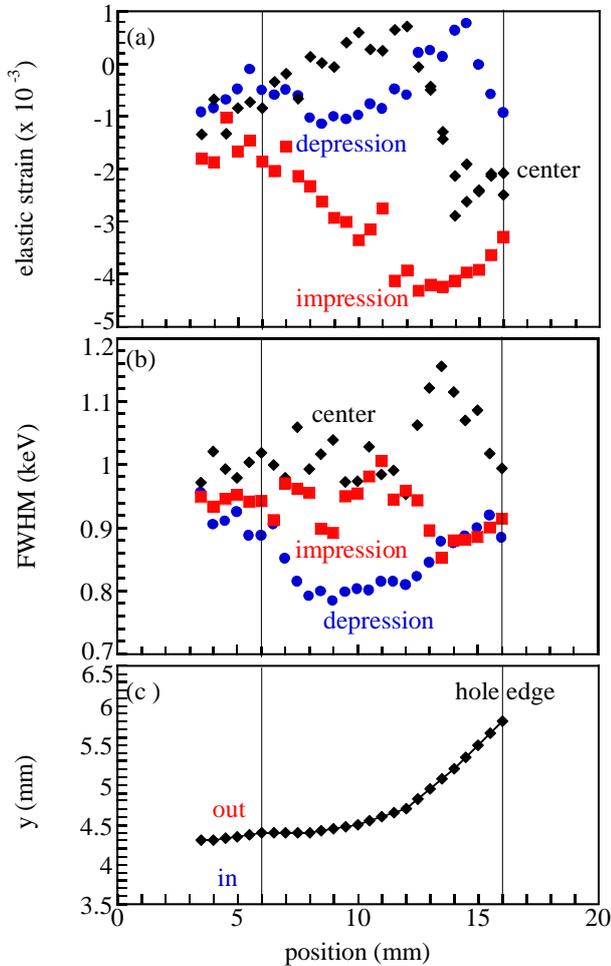


図8 パンチ押し込み量 6 mm の穴広げ試験片の半径方向の (a) 弾性ひずみ (応力), (b) 半価幅 (FWHM) 分布と (c) 試験片断面形状。

3・3 張出し試験片の遅れ破壊特性評価⁸⁾

図9にパンチ押し込み量 8 mm の張出し試験片の遅れ破壊試験中のき裂進展挙動を示す。このとき, 水素チャージ液には 3% NaCl + 1 g/L NH₄SCN 水溶液を用い, 電流密度は 10 A/m² で水素チャージを行った。最初の遅れ破壊き裂は水素チャージ開始から 40.5 h 後, 二番目のき裂は 43.6 h 後に発生した。ここでは二番目の遅れ破壊き裂進展挙動を示す。張出し加工した試験片に水素チャージを行うと, 張出し加工部の裾部付近で遅れ破壊き裂が発生し, その遅れ破壊き裂は半径方向に張出し加工部頂点部, および無変形部に向かって進展したことが確認された。張出し試験片の遅れ破壊き裂発生タイミングはパンチ押し込み側, 張出

し側でほぼ同時だった。図10にパンチ押し込み量 8 mm の張出し試験片の 3% NaCl + 1 g/L NH₄SCN の水溶液, 電流密度 10 A/m² での水素チャージによる遅れ破壊試験中の遅れ破壊き裂長さの変化を示す。

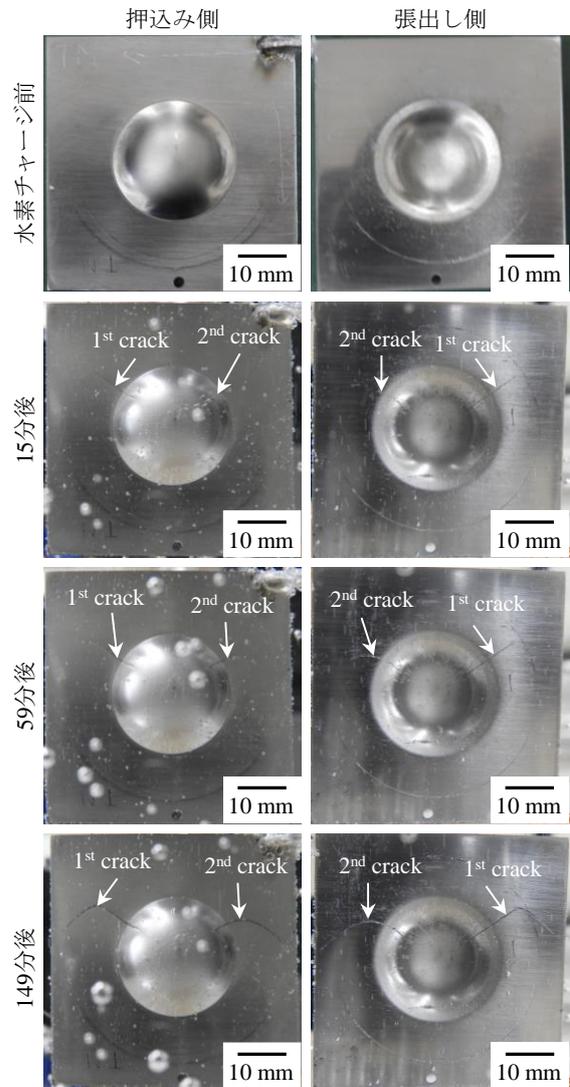


図9 パンチ押し込み量 8 mm の張出し試験片の遅れ破壊試験中の二番目のき裂進展挙動。

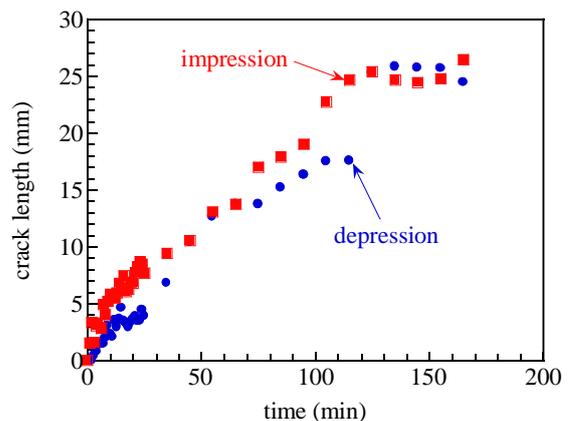


図10 パンチ押し込み量 8 mm の張出し試験片の遅れ破壊試験中の二番目のき裂長さ変化。

張出し試験片の水素脆化き裂はき裂発生から約3hまで徐々に進展したことが確認された. 図1 1にパンチ押し込み量8 mmの張出し加工後, 3% NaCl + 1 g/L NH₄SCN水溶液, 電流密度は10 A/m²での水素チャージによる遅れ破壊試験を行った張出し試験片の破面写真を示す. 張出し試験片の遅れ破壊破面は, U曲げ試験片, および穴広げ試験片の遅れ破壊破面と同様に粒界破壊と擬へき開破壊の混合した破面を示した. なお, 張り出し加工した頂点部, 裾部, 無変形部で遅れ破壊破面は同様の形態を有した.

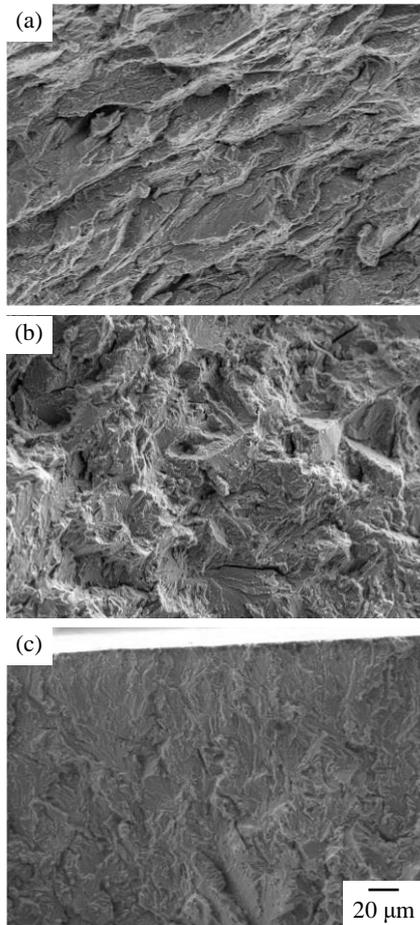


図1 1 パンチ押し込み量8 mmの張出し試験片の(a) 頂点部, (b) 裾部, および(c) 無変形部の破面写真.

図1 2に放射光 X 線回折測定によって解析したパンチ押し込み量8 mmの張出し試験片の周方向の弾性ひずみ(応力), および半価幅 (塑性ひずみに相当) 分布を示す. 張出し試験片は板厚方向のパンチ押し込み側, 張出し側, 中央部付近にかかわらず, ダイ肩部と接触した位置で高い引張の弾性ひずみが作用した. 張出し加工の頂点部付近では, 張出し側で引張, パンチ押し込み側で圧縮, 板厚中央部付近でわずかに圧縮の弾性ひずみが生じた. 塑性ひずみ量に対応すると考えられる半価幅 (FWHM) 分布は, ダイ肩部と接触した位置で比較的高い FWHM であったが, 張出し頂点部, 無ひずみ部では張出し加工前の FWHM とほとんど変化がみら

れなかった. 今回の放射光 X 線回折測定は周方向のみであったため, 半径方向, 板厚方向も考慮して塑性ひずみ量を議論する必要があると考えられるため, 今後, さらに検討が必要である.

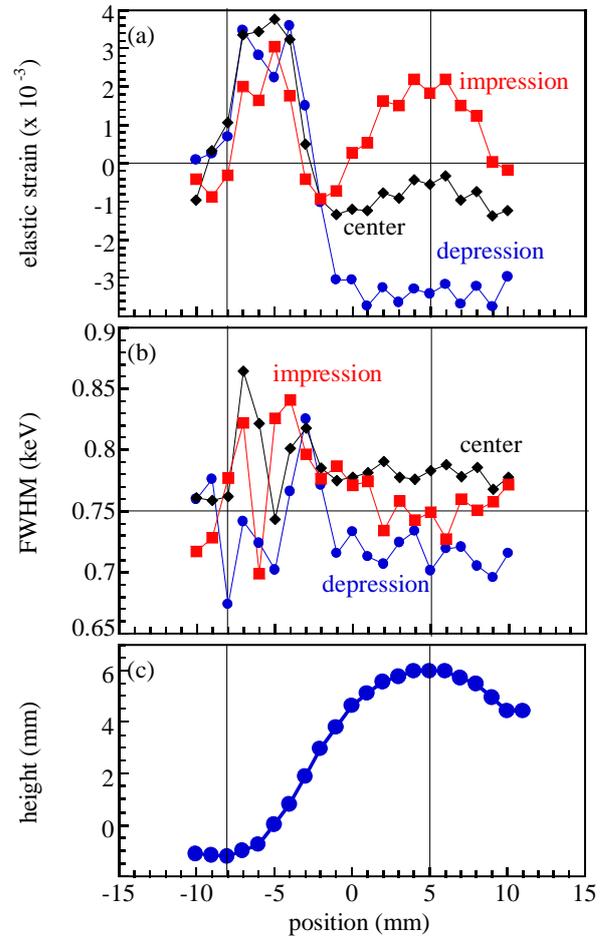


図1 2 パンチ押し込み量8 mmの張出し試験片の周方向の(a) 弾性ひずみ (応力), (b) 半価幅 (FWHM) 分布と(c) 試験片断面形状.

放射光 X 線回折測定の FWHM には現れなかったが, 張出し試験片は, 張出し頂点部付近で大きな塑性ひずみが付与され, 裾部になるにしたがって付与される塑性ひずみ量が減少すると予想される. 鋼中の転位は水素のおもなトラップサイトとなるため, 張出し頂点部付近の水素濃度は裾部よりも高かったと考えられる. 一方, 張出し加工による残留応力はダイ肩部との接触部付近で高い引張の弾性ひずみが生じた. さきに述べたとおり, 鋼中の水素は応力誘起拡散⁷⁾によって引張応力の高い位置に集積すると予想されるため, ダイ肩部と接触した位置の付近の水素濃度は高かったと考えられる. 以上のことから, 張出し試験片の遅れ破壊は水素が集積し, 高い引張の応力が作用した裾部で発生したと考えられた.

4. 結言

冷間プレス成形された 1500 MPa 級自動車用超高強度鋼板の遅れ破壊特性評価, および遅れ破壊挙動の調査を行った。得られた結果を以下にまとめる。

(1) U 曲げボルト締め試験片に水素チャージを行うと, U 曲げ頂点部付近で遅れ破壊が発生した。U 曲げボルト締め試験片の破面は擬へき開破壊と粒界破壊の混合した破面を示し, 破面近傍のき裂は旧オーステナイト粒界を進展, またはマルテンサイトを横切るように進展した。放射光 X 回折測定による板厚方向の弾性ひずみ分布の解析により, U 曲げ加工後の U 曲げ試験片頂点部の板厚中央部では高い引張の弾性ひずみが, 曲げ外側では圧縮の弾性ひずみが存在し, U 曲げ頂点部に 1000 MPa の応力を付与すると, 板厚中央部付近の高い引張の弾性ひずみは大きく変化しなかったが, U 曲げ外側は引張の弾性ひずみに変化した。水素チャージした U 曲げ試験片の板厚中央部付近には内部で停止したき裂がみられたことから, 遅れ破壊き裂は板厚中央部付近の高い引張弾性ひずみが作用した位置で発生したと考えられた。

(2) 穴広げ試験片に水素チャージをすると, 穴縁から少し離れた位置でパンチ打ち抜き穴と同心円状に遅れ破壊き裂が発生した。穴広げ試験片の遅れ破壊破面は擬へき開破壊と粒界破壊の混合した破面を有し, 破面近傍のき裂は旧オーステナイト粒界を進展, またはマルテンサイトを横切るように進展した。放射光 X 回折測定による穴広げ試験片の弾性ひずみ分布の解析により, 穴広げ試験片は穴縁からわずかに離れた位置のパンチ接触側で高い引張の弾性ひずみが発生した。穴広げ試験片の遅れ破壊は, 穴広げ加工によって発生した引張の弾性ひずみが高い位置で発生したと考えられた。

(3) 張出し試験片に水素チャージをすると, 張出し加工部の裾部付近で半径方向に遅れ破壊き裂が発生, 進展した。張出し試験片の遅れ破壊破面は擬へき開破壊と粒界破壊の混合した破面を有した。放射光 X 回折測定による張出し試験片の弾性ひずみ分布の解析により, 張出し試験片は張出し加工部の裾部付近で高い引張の弾性ひずみが発生し

た。張出し試験片の遅れ破壊は, 張出し加工によって発生した引張の弾性ひずみが高い位置で発生したと考えられた。

謝 辞

本研究は公益財団法人天田財団 2020 年度重点研究開発助成 AF-2020002-A3 により行われた。ここに感謝申し上げます。また, 本研究は文部科学省科学研究費補助事業新学術領域研究「ハイドロジェノミクス」(JP18H05513, JP18H05514) の助成を受けたものです。SPring-8 の放射光を用いた残留応力解析は文部科学省委託事業「ナノテクノロジープラットフォーム」事業の QST 微細構造解析プラットフォーム課題番号 A-17-QS-0024, A-18-QS-0011, A-18-QS-0034, A-19-QS-0013, A-19-QS-0034 の支援を受けて実施しました。また, 高輝度光科学研究センター (JASRI) 承認のもと, SPing-8 の QST (JAEA) ビームライン BL14B1 (課題番号 2017B3681, 2018A3681, 2018B3681, 2019A3681, 2019B3681) にて行われました。

参考文献

- 1) 瀬沼武秀・竹元嘉利・北條智彦: 鉄と鋼, 105 (2019), 173.
- 2) 高木周作・井上忠信・原徹・早川正夫・津崎兼彰・高橋稔彦: 鉄と鋼, 86 (2000), 689.
- 3) M. Wang, E. Akiyama, K. Tsuzaki: Corros. Sci., 49 (2007), 4081.
- 4) H. Li, J. Venezuela, Z. Qian, Q. Zhou, Z. Shi, M. Yan, R. Knibbe, M. Zhang, F. Dong, A. Atrens: Corros. Sci., 184 (2021), 109360.
- 5) J. Kim, J. Yoon, S. Bake, M. Seo, W. Cho, K. Chin, S. Lee, H. Kim: Metllur. Mater. Trans. A, 48A (2017), 2692.
- 6) 塑性加工便覧: 日本塑性加工学会編, コロナ社, 東京.
- 7) J.P.Hirth: Acta Metall., 26 (1978), 1795.
- 8) T. Hojo, E. Akiyama, H. Saitoh, A. Shiro, R. Yasuda, T. Shobu, J. Kinugasa, F. Yuse: Corros. Sci., 177 (2020), 108957.