高強度第二相を有する二相組織鋼の延性破壊メカニズムの考察*

庄司 博人**, 日野 慶一***, 大畑 充**, 篠原 康浩****, 南 二三吉*****

Ductile Fracture Mechanism for Dual Phase Steel with High Strength Second Phase*

by SHOJI Hiroto**, HINO Keiichi***, OHATA Mitsuru**, SHINOHARA Yasuhiro**** and MINAMI Fumiyoshi*****

The purpose of this study is to discuss the effect of high strength second phase in Ferrite-Martensite dual-phase steel on ductile fracture mechanism. Ferrite and Martensite single-phase steels with the same properties as Ferrite and Martensite phases in the dual-phase steel were made. The smooth and circumferentially notched round-bar tensile tests for the steels were conducted. The Martensite single-phase steel has low ductility and toughness. However, no cleavage surface was observed in the fracture surface of round-bar tensile specimen of the dual-phase steel. The micro-voids were nucleated mainly in the Ferrite phase near Ferrite/Martensite boundary. The strain of Martensite phase in dual-phase steel below fracture surface was greater than critical strain obtained by round-bar tensile test for Martensite single-phase steel. Elastic-plastic analysis using 3D micro-structural model was conducted to obtain localization of stress/strain due to micro-structural heterogeneity. The plastic strain and the stress triaxiality in the Ferrite phase near Ferrite/Martensite boundary where micro-voids were nucleated in the experiments were higher than those in the other region. The Martensite phase was compressed in the perpendicular direction to loading direction due to deformation of Ferrite phase. Therefore, stress triaxiality in the Martensite phase was lower than that in the Ferrite phase.

Key Words: dual phase steel, ductile fracture, stress triaxiality, plastic strain, micro-structural heterogeneity

1. 緒 言

鋼構造部材が破壊に至る場合、構造的・形状的な応力／歪集中部（溶接・接合部など）がその起点となることが多いが、そのような応力／歪集中部から直接的に脆性破壊に至ることはほとんどない。一般には、地震などの大きな負荷に伴って応力／歪集中部から延性き裂が発生・進展して破壊に至る場合や、発生した延性き裂を起点として不安定脆性破壊に至ることが懸念される。そのため、構造部材の破壊を防ぐためには、破壊に先立つ延性き裂の発生・進展を抑制することが重要である。

一般に、き裂先端近傍の応力／歪場は材料の加工硬化特性に支配される。加工硬化能が低い材料では、き裂先端に歪が集中しやすく延性き裂が発生・進展しやすいことから、材料が高い加工硬化能を有することが望ましい。材料の加工硬化能を向上させる方法の一つとして、材料を二相組織とすることが挙げられる。二相組織鋼は微視的な強度的不均質を有しており、各相の強度・延性などの機械的特性や、

体積率や粒径などの組織形態を制御することによって、鋼材としての強度や加工硬化特性、延性、靱性などの向上が期待できる。二相組織鋼において、第二相が高強度であるほど強度が高くなり、母相との強度差が大きくなることから加工硬化能も向上する¹⁾。しかし、高強度な第二相は一般に延性および靱性が低く、二相組織鋼としての破壊限界が低下することが懸念される。

二相組織鋼の延性破壊挙動についてはこれまで多くの研究がなされている²⁻¹³⁾。ポイドの発生メカニズムについては第二相の破壊、母相と第二相の界面剥離などが報告されており、母相と第二相の強度差による応力／歪の局在化が延性破壊挙動に影響を及ぼすと考えられる。従来から延性破壊限界は塑性歪と応力多軸度をパラメータとして評価されているが^{14, 15)}、二相組織鋼においては応力／歪の局在化によって複雑な多軸応力状態のもとで塑性歪を受けていると考えられる。このようなことから二相組織鋼の延性破壊挙動は、第二相の硬さ、大きさや形状、体積分率、分布形態などの組織形態に加えて、二相鋼を構成する各相そのものの延性の影響を複雑に受けると考えられ、そのメカニズムは必ずしも明らかにはなっていない。

本研究ではフェライト・マルテンサイト二相組織鋼を対象とし、高強度第二相が延性破壊挙動に及ぼす影響について考察した。二相組織鋼を構成する各相と同等の特性を有する単相組織鋼（フェライト単相鋼およびマルテンサイト単相鋼）を作製し、二相組織鋼との強度・延性の比較により考察した。また、二相組織鋼の組織形態を三次元で再現した弾塑性有限要素解析を援用して、高強度第二相の変形

*受付日 平成27年8月4日 受理日 平成27年10月2日 平成27年度秋季全国大会で発表

**正 員 大阪大学大学院工学研究科 Member, Graduate School of Engineering, Osaka University

*** 大阪大学大学院工学研究科 Graduate School of Engineering, Osaka University

****正 員 新日鐵住金㈱ Member, Nippon Steel and Sumitomo Metal Corporation

*****正 員 大阪大学接合科学研究所 Member, Joining and Welding Research Institute, Osaka University

Table 1 Chemical compositions of the steels used (mass%).

	C	Si	Mn	P	S	Al	N	O	others
F	0.015	0.26	1.35	0.005	<0.001	0.03	0.003	<0.001	
DP	0.09	0.26	1.35	0.005	<0.001	0.03	0.003	<0.001	V, Nb, Ti
M	0.26	0.26	1.35	0.005	<0.001	0.03	0.003	<0.001

Fig. 1 Microstructures of the steels used observed by SEM. (a) F steel. (b) DP steel. (c) M steel.**Table 2** Mechanical properties of the steels used.

	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	σ_T (MPa)	YR (%)	ϵ_T (%)	vE (J)	HV	
						Ferrite	Martensite
F	305	454	67.2	15	>300	177	-
DP	292	587	49.7	18	206	166	347
M	796	1367	58.2	4.7	10	-	358

$\sigma_{0.2}$: 0.2% proof stress, σ_T : Tensile strength, YR: Yield-to-tensile ratio = $\sigma_{0.2}/\sigma_T$

ϵ_T : Uniform elongation, vE: Charpy absorbed energy at room temperature,

HV: Vickers hardness (Load:100gf)

挙動と応力多軸度に着目しながら二相組織鋼の延性破壊メカニズムを考察した。

2. 供試鋼材と実験方法

供試鋼材としてフェライトとマルテンサイトの二相組織を有する DP 鋼と、DP 鋼を構成するフェライト相およびマルテンサイト相のみからなる単相組織鋼（以下 F 単相鋼および M 単相鋼と称する）を作製した。Table 1 に示す化学成分の鋼を 50 kg 真空溶解にて作製し、1200℃ で 60 min 保持した後に 950℃ で圧延して板厚 15 mm に仕上げ、1300℃ で 3 h の均質化処理を行った。その後 900℃ で 5 min 保持した後、F 単相鋼および M 単相鋼は水冷し、DP 鋼については 0.7℃/s で 800℃ まで徐冷した後に水冷した。以上のように作製した鋼の板厚中央における材料組織の SEM 写真を Fig. 1 に示す。DP 鋼の組織写真を画像解析して得られたマルテンサイト相分率は約 20%、平均結晶粒径は約 8 μm であった。また、供試鋼材の機械的特性を Table 2 に示す。各単相鋼および DP 鋼中の各相の硬さは、マイクロピッカース試験機により荷重 100 gf で圧痕が結晶粒内に入るように 20～30 点測定し、その平均値を求めた。DP 鋼中の各相の硬さは、それぞれ各単相鋼の硬さとほぼ同等であった。

Fig. 2 Configurations of smooth and circumferentially notched round-bar specimens.

試験には Fig. 2 に示すように平滑丸棒試験片に加え、様々な多軸応力下での延性破壊挙動の観察を行うために、種々の切欠き先端半径 ($R = 1, 1.5, 2, 5$ mm) を有する円周切欠き付丸棒引張試験片を用いた。試験片はすべて長手方向が圧延方向に垂直になるようにして板厚中央から採取した。引張試験中は荷重 P および伸び計により標点間距離 d （初期標点間距離：25 mm）を計測するとともに、真応力 s -真歪 e 関

Fig. 3 Nominal stress - nominal strain curves up to uniform elongation obtained by smooth round-bar tensile tests.

Fig. 4 Effect of volume fraction of martensite on mechanical properties. (a) Strength properties. (b) Yield-to-tensile ratio and uniform elongation. (c) Reduction in area.

係を求めるために試験片最小断面直径を KEYENCE 製レーザー寸法測定器で測定した。試験は室温にて変位速度 0.18 mm/min で行った。

3. 強度・延性破壊限界と応力多軸度依存性

平滑丸棒引張試験で得られた一様伸びまでの公称応力 σ -公称歪 ϵ 曲線を Fig. 3 に示す。また, Fig. 4 は各鋼材の機械的特性をマルテンサイト分率 V_f^M で整理したものであり, Fig. 4(a) は強度特性 (0.2% 耐力 $\sigma_{0.2}$ および引張強さ σ_T), Fig. 4(b) は降伏比 $YR (= \sigma_{0.2}/\sigma_T)$ および一様伸び ϵ_T , Fig. 4(c) は絞り RA である。M 単相鋼の強度は F 単相鋼に比べて 0.2% 耐力 $\sigma_{0.2}$ で約 2.6 倍, 引張強さ σ_T では約 3 倍であり, DP 鋼中の各相は極めて大きな強度差を有している。DP 鋼の引張強さ σ_T は各単相鋼の引張強さ σ_T を結ぶ線分上に位置しており, ほぼ単純な混合則に従っていることがわかる。一方, DP 鋼の 0.2% 耐力 $\sigma_{0.2}$ は F 単相鋼と同等であり, DP 鋼中の軟質のフェライト相が DP 鋼の降伏挙動に支配的であることが示唆される。それゆえ, Fig. 4(b) に示すように DP 鋼は低降伏比となり, 高延性である F 単相鋼より大きな一様伸び ϵ_T を示したものと考えられる。また絞り RA については, 極めて低い値を示した M 単相鋼に対して, DP 鋼は高い値を示しており, フェライト相が支配的であると考えられる。

各試験片のき裂発生限界真歪 e_{cr} をマルテンサイト分率で整理したものを Fig. 5 に示す。なお, 負荷最終段階における真応力 s -真歪 e 曲線の屈曲点で試験片中央部にき裂が生じたとして, き裂発生限界真歪 e_{cr} は屈曲点における真歪と定義した。M 単相鋼の限界歪 e_{cr} は極めて低い値を示した。また, Fig. 6 は平滑および R1.5 試験片の引張試験後の破面中央部近傍を SEM により観察したものである。F 単相鋼および DP 鋼は, いずれの試験片も典型的なカップアンドコーン型破面を形成しており, 破面中央部には等軸ディンプルが観察された。一方, M 単相鋼では, 応力多軸度が比較的低い平滑および R5 試験片においては破面中央近傍に細かい等軸ディンプルが観察されたが, その周囲にはへき開破面が観察されており, 試験片中央部から延性き裂が先行して発

Fig. 5 Effect of volume fraction of martensite on critical true strain for ductile cracking.

生し、それを起点としてへき開破壊したものと考えられる。また、高い応力多軸度をもたらす R1, R1.5 および R2 試験片では、M 単相鋼では全面へき開破壊を呈したにもかかわらず、DP 鋼の破面にはへき開破壊した痕跡は観察されなかった。

4. 二相組織鋼の延性破壊挙動の観察

4.1 マイクロボイド形成挙動

破面近傍の損傷挙動を観察するために、Fig. 7 に示すように破面中央を切断して研磨し、5% ナイタル液により腐食を行い観察した。破面直下にはわずかなマイクロボイドしか観察されなかったことから、破断直前に急激にマイクロボイドが形成・連結して破断に至ったと示唆される。また、マイクロボイドの多くはフェライト相とマルテンサイト相の界面近傍に見られ、特にマルテンサイト相の引張方向側に存在していた。また、マルテンサイト相においてボイドやそれらの連結による延性き裂、あるいはへき開による鋭

いき裂はほとんど見られなかった。

4.2 二相組織鋼中のマルテンサイト相の変形挙動

DP 鋼が延性破壊に至るまでにマルテンサイト相が受けた歪に着目して、損傷挙動の考察を行った。二相組織鋼における組織不均質に伴う歪の局在化挙動を捉える手法として、微細マーカー法^{16, 17)}やデジタル画像相関 (Digital Image Correlation, DIC) 法¹⁸⁾などがある。これらの手法は試料表面の歪分布の評価に有効であるが、試料内部の歪分布を評価することはできない。本研究では試験片中央部のマルテンサイト相が受けた歪を評価するために、変形前後のマルテンサイト粒のアスペクト比から歪を概算することとした。ここでは、Fig. 8 に示すように変形を与えていない領域での平均アスペクト比と、破面から十分離れており一様伸び ε_T レベルの歪を受けた位置および破面直下における平均アスペクト比をもとに各位置でのマルテンサイトの歪を求めた。マルテンサイト結晶粒に外接する長方形を想定し、引張軸方向に垂直方向の辺 b に対する引張軸方向の辺 a の比をマルテンサイト粒のアスペクト比 r とした。

アスペクト比からの歪の算出は以下のように行った。まず結晶粒に外接する直方体を想定し、引張軸方向の寸法を b 、引張軸方向に垂直な断面の面積を $A = a^2$ とする。また、変形前後のアスペクト比をそれぞれ $r_1 = b_1/a_1$, $r_2 = b_2/a_2$ とする。結晶粒が受けた真歪 e は次式で表せる。

$$e = \ln \left(\frac{b_2}{b_1} \right) \dots \dots \dots (1)$$

塑性変形前後での体積変化は無視できるほど小さいことから、

$$a_1^2 b_1 = a_2^2 b_2 \dots \dots \dots (2)$$

と表せ、

$$\frac{b_2}{b_1} = \left(\frac{r_2}{r_1} \right)^{\frac{2}{3}} \dots \dots \dots (3)$$

Fig. 6 Fracture surface of round-bar specimen for steels used.

Fig. 7 Observation of damage behavior below fracture surface in the middle of round-bar specimen for DP steel. (a) Smooth specimen. (b) R1.5 specimen.

Fig. 8 Aspect ratio of martensite grain.

Fig. 9 Distributions of aspect ratio of martensite grains in DP steel. (a) Smooth specimen. (b) R1.5 specimen.

となる。以上より、結晶粒の真歪 e がアスペクト比より次式から算出できる。

$$e = \frac{2}{3} \ln \left(\frac{r_2}{r_1} \right) \quad (4)$$

測定したマルテンサイト相のアスペクト比の分布を Fig. 9

に示す。負荷を与える前の初期状態のマルテンサイト相の平均アスペクト比は1.05であった。それに対し、平滑試験片にて一様伸び程度の歪 ($\varepsilon = 18\%$) を受けた領域と破面直下における平均アスペクト比はそれぞれ1.17および1.59と大きくなっていた。マルテンサイト粒の寸法によらず同等の変形を受けたと仮定し、アスペクト比の平均値から式(4)で真歪を算出すると、それぞれ7.4%および27.5%となった。また、R1.5試験片の破面直下における平均アスペクト比は1.25であり、真歪は12.5%であった。前述のように破面直下においてマルテンサイト相では顕著なボイドやき裂の形成は観察されなかったにもかかわらず、M単相鋼の平滑およびR1.5試験片の引張試験で得られた限界歪 e_{cr} (それぞれ12.5%および6.2%) を大きく超える歪を受けていたことがわかった。塑性歪のみではDP鋼の延性破壊挙動を説明づけることはできなかった。

5. 二相組織鋼の延性破壊メカニズムの考察

DP鋼の延性破壊メカニズムについて考察するために、塑性歪とともに延性破壊を支配するパラメータである応力多軸度に着目した。各鋼の延性破壊限界歪の応力多軸度依存性を求めた上で、DP鋼中の局所的な塑性歪と応力多軸度を、組織形態を三次元で再現した解析モデルを用いて算定することで、DP鋼の延性破壊メカニズムを考察した。

5.1 延性破壊限界の応力多軸度依存性

延性き裂発生部である試験片中央部の局所的な相当塑性歪 $\bar{\varepsilon}_p$ と応力多軸度 (平均垂直応力をMisesの相当応力で除した $\sigma_m/\bar{\sigma}$ を用いる) を算定するために、Misesの降伏条件に従う弾塑性有限要素解析を行った。4節点軸対称要素を用いて試験片をモデル化し、解析コードはABAQUS Standard Ver. 6.12を用いた。試験片最小断面における最小要素寸法はすべてのモデルで0.03 mm × 0.03 mmとした。解析に用いた相当応力-相当塑性歪関係は、F単相鋼とDP鋼については次式に示すDavidenkovの式を用いてくびれ以降の真応力-真歪関係を補正した。

$$\bar{\sigma} = \frac{s}{1 + a/4R} \quad (5)$$

ここで、 $\bar{\sigma}$ は補正した一軸状態での応力 (相当応力)、 s は平滑丸棒引張試験で得られたくびれ底断面の平均真応力、 a は最小断面の半径、 R はくびれ底の曲率半径である。くびれ底の曲率半径 R は、試験片の輪郭が曲線 $y = f(x)$ で表されるとき、次式で表される¹⁹⁾。

$$R = \frac{\left\{ 1 + (dy/dx)^2 \right\}^{3/2}}{d^2y/dx^2} \quad (6)$$

(6) 式によりくびれ底の曲率半径 R を求めるために、引張試

験中に断続的に撮影した試験片の画像から、画像処理ソフトウェア Image J を用いて試験片長手方向に 0.5 mm 間隔で試験片の輪郭の座標値を取得した。また、(6) 式中の微分は中央差分法を用いて計算した。

M 単相鋼の相当応力-相当塑性歪関係については、試験片に十分にくびれが生じることなく破断したことから、一様伸び以降は一様伸びの 1/2 の歪レベルから一様伸びまでの真応力-真歪関係を次式に示す Swift の加工硬化則で回帰したものを用いた。

$$\bar{\sigma} = C \left(1 + \frac{\bar{\epsilon}_p}{\alpha} \right)^n \quad \dots\dots\dots (7)$$

Fig. 10 は、一例として DP 鋼の平滑試験片で得られた真応力-真歪曲線と、Davidenkov 式 (式 (5)) による補正および Swift 則 (式 (7)) による回帰で得られた相当応力-相当塑性歪曲線を比較したものである。DP 鋼および F 単相鋼のいずれも Davidenkov 式による補正は、Swift 則による回帰と同等であった。

以上から求めた F 単相鋼、M 単相鋼および DP 鋼の相当応力-相当塑性歪関係を、平滑丸棒試験片で得られた真応力-真歪関係とともに Fig. 11 に示す。

Fig. 10 Equivalent stress - equivalent plastic strain curve corrected by Davidenkov equation for DP steel.

Fig. 11 True stress - true strain curves obtained by smooth round-bar tensile tests and equivalent stress - equivalent plastic strain curves for FE-analysis.

き裂発生時における試験片中央部の局所的な相当塑性歪 (き裂発生限界歪) と応力多軸度の関係を Fig. 12 に示す。M 単相鋼の延性は著しく低く、応力多軸度が 1 程度以上では延性き裂が形成することなくへき開破壊していた。また、M 単相鋼がへき開破壊した応力多軸度レベルでも、DP 鋼ではへき開破壊することなく延性破壊を呈していた。

5.2 二相組織鋼の変形挙動解析

DP 鋼において、極めて低延性であるはずのマルテンサイト相が破壊することなく変形していたことについて考察するため、二相組織形態を再現した「三次元二相組織形態モデル」^{20, 21)}を用いて一軸引張を模擬した弾塑性有限要素解析を行った。Fig. 13 に作成した解析モデルを示す。10 節点四面体二次要素を用い、平均要素寸法は 2 μm でモデル化した。節点数および要素数はそれぞれ 70201, 48409 である。組織観察の結果から平均結晶粒径は約 8 μm、マルテンサイト相率は 20% とし、結晶粒数は 125 である。フェライト相およびマルテンサイト相にはそれぞれ Fig. 11 に示した F 単相鋼および M 単相鋼の応力-歪曲線を用い、Mises の降伏

Fig. 12 Stress triaxiality dependent critical equivalent plastic strain for ductile cracking.

Fig. 13 3D meso-scale FE-model for analyzing stress/strain localization in DP steel.

Fig. 14 Distributions of equivalent plastic strain and stress triaxiality.

Fig. 15 Distributions of equivalent plastic strain, stress component and stress triaxiality axis at true strain $e = 40\%$.

(a) Definition of x' and y' axis. (b) Equivalent plastic strain and stress triaxiality along x' axis. (c) Stress component along x' axis. (d) Equivalent plastic strain and stress triaxiality along y' axis. (e) Stress component along y' axis.

条件に従うものとした。このモデルに対し、Fig. 13 に示す x 軸方向に変位制御にて引張負荷を与えた。

真歪 $e = 40\%$ における相当塑性歪および応力多軸度の分布を Fig. 14 に示す。フェライト相において相当塑性歪が高く、応力多軸度はフェライト相とマルテンサイト相の境界近傍のフェライト相側で高い値を示している。また、Fig. 15(a) に示した 1/8 モデル中の $x'-y'$ 断面を想定し、その断面中の x' 軸および y' 軸に沿った相当塑性歪 $\bar{\epsilon}_p$ と各軸方向の応力成分、および応力多軸度 $\sigma_m/\bar{\sigma}$ の分布をそれぞれ Fig. 15(b)~(e) に示す。Fig. 15(b), (d) に示すようにフェライト相に比べてマルテンサイト相では塑性歪は低くなっているものの、10% 程度の塑性歪が生じている。また、Fig. 15(c), (e) に示すように、マルテンサイト相では引張軸方向に垂直な応力成分 σ_y および σ_z は負の値となっており、周囲のフェライト相の変形によって引張軸方向に垂直に圧縮応力を受けている。その結果、Fig. 15(b), (d) に示すように、マルテンサイト相における応力多軸度は約 0~0.2 程度と一軸引張状態に比べて低い値を示している。すなわち、DP 鋼中のマルテンサイト相では、応力多軸度が低減されることで、ボイドやき裂を生じる前に、M 単相鋼の引張限界歪を超える大きな塑性歪を生じることが説明づけられた。

6. 結 言

本研究では、フェライト・マルテンサイト二相組織鋼と、それを構成するフェライト、マルテンサイトのみからなる各単相鋼を対象とし、延性破壊メカニズムの考察を行った。以下に得られた知見を示す。

- (1) マルテンサイト単相鋼は著しく延性・靱性が低く、切欠き先端半径 R が 2 mm 以下の円周切欠き付丸棒試験片では全面へき開破壊を生じていたにもかかわらず、二相組織鋼中ではマルテンサイトがへき開破壊した痕跡は観察されなかった。
- (2) 二相組織鋼中のマルテンサイト結晶粒のアスペクト比から破面直下のマルテンサイト相が受けた歪を概算したところ、マルテンサイト単相鋼で得られた限界歪を超える歪を受けていたにもかかわらず、マルテンサイト相ではき裂を生じていなかった。
- (3) 二相組織鋼における応力／歪の局在化挙動を捉えるために組織形態を三次元で再現したモデルによる弾塑性解析を行った。二相組織鋼中のマルテンサイト相は、その周囲のフェライト相の変形によって引張軸方向に垂直方向に圧縮応力を受けることで、巨視的な応力多軸度よりも低い値を示した。その結果、二相組織鋼中のマルテンサイト相は、ボイドやき裂を生じる前に大きな塑性歪を生じることが説明づけられた。

参 考 文 献

- 1) N. Shikanai, H. Kagawa, M. Kurihara and H. Tagawa: Influence of Microstructure on Yielding Behavior of Heavy Gauge High Strength Steel Plates, Tetsu-to-Hagane, 76 (1990), pp. 89-96 (in Japanese).
- 2) T. Inoue and S. Kinoshita: Strain Partitioning and Void Formation in Ferrite-Pearlite Steels Deformed in Tension, Tetsu-to-Hagane, 62 (1976), pp. 90-99 (in Japanese).
- 3) T. Inoue and S. Kinoshita: Observations of Ductile Fracture Process and Criteria of Void Initiation in Spheroidized and Ferrite/Pearlite Steels, Tetsu-to-Hagane, 62 (1976), pp. 875-884 (in Japanese).
- 4) K. Ohji, K. Ogura, K. Ohmori and T. Nomizu: Observations of Microvoid and Critical Condition for Its Initiation in Ductile Fracture of High Strength Materials, Journal of the Society of Materials Science, Japan, 41 (1977), pp. 1094-1101 (in Japanese).
- 5) Y. Tomota, Y. Kawamura and K. Kuroki: On Ductile Fracture of Steels Containing a Coarse Second Phase, Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers A, 46 (1980), pp. 598-604 (in Japanese).
- 6) H. Qiu, H. Mori, M. Enoki and T. Kishi: Evaluation of Ductile Fracture of Structural Steels by Microvoid Model, ISIJ International, 39 (1999), pp. 358-364.
- 7) M. Erdogan: The Effect of New Ferrite Content on the Tensile Fracture Behaviour of Dual Phase Steels, Journal of Materials Science, 37 (2002), pp. 3623-3630.
- 8) M. Ohata, M. Yokota, M. Hirono, O. Yasuda and M. Toyoda: Criterion for Ductile Cracking of Structural Steel under Cyclic Loading - Evaluation of Ductile Crack Initiation for Welded Structures Subjected to Large Scale Cyclic Loading (Report 1) -, Quarterly Journal of The Japan Welding Society, 21 (2003), pp. 592-602 (in Japanese).
- 9) M. Ohata and M. Toyoda: Damage Mechanism for Controlling Ductile Cracking of Structural Steel with Heterogeneous Microstructure, Materials Science Forum, 512 (2006), pp. 31-36.
- 10) G. Avramovic-Cingara, C. A. R. Saleh, M. K. Jain and D. S. Wilkinson: Void Nucleation and Growth in Dual-Phase Steel 600 during Uniaxial Tensile Testing, Metallurgical and Materials Transactions A, 40 (2009), pp. 3117-3127.
- 11) G. Avramovic-Cingara, Y. Ososkov, M. K. Jain and D. S. Wilkinson: Effect of Martensite Distribution on Damage Behaviour in DP600 Dual Phase Steels, Materials Science and Engineering: A, 516 (2009), pp. 7-16.
- 12) T. Ishiguro, Y. Yoshida, N. Yukawa, T. Ishikawa, H. Yoshida and N. Fujita: Influence of Microstructure on Ductile Damage Behavior of Dual Phase Steel, Tetsu-to-Hagane, 97 (2011), pp. 136-142 (in Japanese).
- 13) K. Park, M. Nishiyama, N. Nakada, T. Tsuchiyama and S. Takaki: Effect of the Martensite Distribution on the Strain Hardening and Ductile Fracture Behaviors in Dual-Phase Steel, Materials Science and Engineering: A, 604 (2014), pp. 135-141.
- 14) F. A. McClintock: A Criterion for Ductile Fracture by the Growth of Holes, Journal of Applied Mechanics, 35 (1968), pp. 363-371.
- 15) J. R. Rice and D. M. Tracey: On the Ductile Enlargement of Voids in Triaxial Stress Fields, Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 17 (1969), pp. 201-217.
- 16) H. Minami, K. Nakayama, T. Morikawa, K. Higashida, Y. Toji and K. Hasegawa: Effect of Tempering Conditions on Inhomogeneous Deformation Behavior of Ferrite-Martensite Dual-Phase Steels, Tetsu-to-Hagane, 97 (2011), pp. 493-500 (in Japanese).
- 17) K. Hasegawa, Y. Toji, H. Minami, H. Ikeda, T. Morikawa and K. Higashida: Effect of Martensite Fraction on Tensile Properties of Dual-Phase Steels, Tetsu-to-Hagane, 98 (2012), pp. 320-327 (in Japanese).
- 18) N. Nakada, M. Nishiyama, N. Koga, T. Tsuchiyama and S. Takaki: Hierarchical Strain Distribution Analysis Formed in DP Steel Using a Combination of Metallographic Image and Digital Image Correlation Method, Tetsu-to-Hagane, 100 (2014), pp. 1238-1245 (in Japanese).
- 19) Y. Takahashi, S. Machida and Y. Sumi: 基礎材料力学, Baifukan (2004), 99. (in Japanese)
- 20) M. Ohata, A. Ui and F. Minami: Simulation of Ductile Damage in Two-Phase Structural Steel with Meso-Scale Model, Materials Science Forum, 539 (2007), 2168-2173.
- 21) M. Ohata, M. Suzuki, A. Ui and F. Minami: 3D-Simulation of Ductile Failure in Two-Phase Structural Steel with Heterogeneous Microstructure, Engineering Fracture Mechanics, 77 (2010), 277-284.