



780 MPa 級 Dual Phase 鋼の静的，動的強度特性に 及ぼす炭素と珪素の影響

高田 圭一*・国重 和俊*²・上路 林太郎*²

Effects of Carbon and Silicon on Static/Dynamic Mechanical Properties of 780 MPa Grade Dual Phase Steel

Keiichi TAKATA, Kazutoshi KUNISHIGE and Rintaro UEJI

Synopsis : Various types of high strength steel have been developed to improve the impact safety and reduce the weight of cars. For the steels used in anti-crash equipments, mechanical properties, especially, at high strain rates such as $10^3/s$ is of importance. In this study, 0.110%C–1.44%Si–1.29Mn–0.65%Cr–0.29%Mo containing hot rolled dual phase steel with 780 MPa grade in tensile strength was employed as a base steel and the effects of carbon and silicon on static (strain rate: $10^{-3}/s$)/ dynamic (strain rate: $10^3/s$) mechanical properties of the dual phase steel were investigated. Carbon and silicon contents were changed in a range of 0.076–0.190% and 1.44–2.39%, respectively. Grain size of the steels was varied by hot rolling reduction: 53% (named coarse grain process), 73% (middle grain process) and 88% (fine grain process). Dynamic absorbed energy up to 10% tensile strain had a linear relationship with tensile strength, regardless of microstructures, *i.e.*, neglecting carbon and silicon contents, and hot rolling conditions. All absorbed energy to fracture had a close relationship with tensile strength–ductile balance parameter (tensile strength $\times$ total elongation), reflecting microstructural change through chemical and rolling conditions. All the processed 0.190%C steels, and the fine grain processed 1.93% Si and 2.39% Si steels showed the highest all absorbed energy of all the steels tested. The 0.190%C steel was characterized by almost 100% martensite with some content of retained austenite, and the 1.93% Si and 2.39% Si steels were fine grained ferrite+martensite. It was found that carbon improves all absorbed energy through increase in volume fraction of martensite and silicon raises it through solid solution hardening of ferrite matrix.

Key words : hot rolled products; high strength steel; dual phase steel; high strain rate properties; stress–strain curve; absorbed energy; microscopy; automotive materials.

1. 緒言

地球規模の環境問題は21世紀の大きな課題となっており，最も身近な環境問題の一つは地球温暖化である。その原因となるCO₂排出量の約2割は自動車の排気ガスが占めており¹⁾，地球温暖化防止に向けて燃費改善を目的とした車体軽量化の要求はより一層高まりつつある。一方で，自動車用鋼板は衝突時の乗員空間確保を目的として設計しなければならない。従って，単なる減厚化による車体の軽量化は衝突時の安全性を損なう。更に，衝突安全に関する法規制の強化²⁾によって，種々の補強部材が装備され，車体重量は増加の傾向にある³⁾。

車体軽量化と衝突安全性を同時に満たす手法として高張力鋼板³⁻⁵⁾の使用が活発に行われている。高張力鋼板には，軟質なフェライト基地に硬質なマルテンサイトを分散させたDual Phase鋼 (DP鋼)⁶⁻⁹⁾や，残留オーステナイトの加工誘起変態を利用したTRIP鋼⁴⁾などがよく知られている。

自動車の衝突の際に材料が受けるひずみ速度は約 $10^3/s$

で，通常の引張試験の100万倍に相当するといわれている。また，乗員の生存空間の確保という点からひずみ範囲で5~10%までの吸収エネルギーが重要とされている¹⁰⁾。一方で，大地震による構造物の破壊時に材料が受ける巨視的ひずみ速度は最大1/s程度であるが，局所的な応力集中部では相当高いひずみ速度の変形を受けると推定されている¹¹⁾。従って，高速変形下での材料が全壊に至るまでの耐破壊特性，すなわち全吸収エネルギーも重要な特性値である。これまでに様々な自動車用高強度鋼板の強度や吸収エネルギーについて高速変形特性が研究されてきた¹²⁻¹⁸⁾。近年，鋼の更なる高強度化が課題となっており，その改善策として結晶粒の微細化^{13,17)}，固溶強化^{14,18)}や析出強化¹²⁾および分散強化^{12,15)}など様々な手法が検討されている。

金堂らは500~700 MPa級のDP鋼を用いて，延性に及ぼす熱延条件やC量の影響を調査した。この結果，マルテンサイトを微細に分散させることにより，強度–延性バランス (引張強さ $\times$ 全伸び) が向上することを解明した¹⁹⁾。本論文では更に高強度である780 MPa級DP鋼について研究

平成20年1月22日受付 平成20年3月17日受理 (Received on Jan. 22, 2008; Accepted on Mar. 17, 2008)

* 香川大学大学院生 (現：(株) (日新製鋼) (Graduate Student, Kagawa University, now Nisshin Steel Ltd., Shin Kokusai Bldg. 4-1 Marunouchi 3, Chiyoda-ku Tokyo 100-8366)

* 2 香川大学工学部 (Faculty of Engineering, Kagawa University)

した。780 MPa級の高強度を得る方法としマルテンサイト体積率の増加とフェライト基地の強化がある。前者についてはC、後者についてはSiを増加させる方法を検討した。本論文では、780 MPa級DP鋼の強度や延性及び吸収エネルギーに及ぼす熱延条件、化学成分（CとSi）や高速変形の影響を調査した。特に、DP鋼における変態強化元素であるCと固溶強化元素であるSiの影響の差異を明確にすることを目的とした。

2. 実験方法

Table 1に真空溶解して得た供試鋼の化学組成を示す。0.110%C–1.44%Si系鋼をベース鋼とし、C量、Si量をそれぞれ2水準変化させた合計5種類の鋼を用いた。ベース鋼をBaseと称する。0.076%C鋼、0.190%C鋼、1.93%Si鋼、2.39%Si鋼の4鋼種を、Low C, High C, High Si, Extra high Siと称する。Si–Mn–Cr–Moを含む鋼は急冷処理を施さずとも、熱延ままでDP組織が得られる典型的な化学組成である。フェライト形成元素であるSiによりフェライト変態が促進され、Cr, Moにより焼入れ性が向上することで、広範囲な熱延・冷却条件でDP組織が得られることが知られている²⁰⁾。

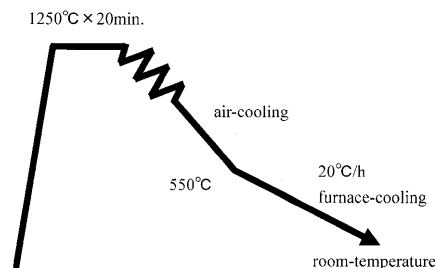
Fig. 1に示す加工熱履歴を用いて熱延鋼板の実験室的シミュレーションを行った。実際の熱延ラインでは熱延後水冷するが、本実験では水冷ムラによる特性の変動を避けるために空冷を行った。30 mm厚の鋼片を1250°Cで20分保持後、950°C仕上げで3.5 mm厚（圧下率88%）、1100°Cで8.0 mm厚（圧下率73%）、1150°Cで14.0 mm厚（圧下率53%）まで熱間圧延を行った。その後550°Cまで空冷し、20°C/hで室温まで炉冷を施し、3種類の熱延条件の異なる550°C巻取り相当の熱延鋼板を得た。すなわち、3.5 mm厚の鋼板は細粒プロセス、8.0 mm厚の鋼板は中粒プロセス、14.0 mm厚の鋼板は粗粒プロセスである。これらをそれぞれFGP (Fine grain process), MGP (Middle grain process), CGP (Coarse grain process)と称する。

5鋼種、3種類の熱延条件で得られた合計15種類の鋼板の両表面を切削して、板厚中心の位置から微小引張試験片（板厚1.2 mm、平行部幅2.0 mm、標点間距離6.0 mm、肩部曲率半径0.6 mm）を引張軸が圧延方向に平行となるように採取した。これらの試験片を用いて検力ブロック式高速材料試験機（鷺宮製作所、TS-2000）により、変形速度0.006 mm/s（初期ひずみ速度 10^{-3} /s）と6000 mm/s（初期ひずみ速度 10^3 /s）の引張試験を行い、強度特性を調査した。以下、前者を静的条件、後者を動的条件と称する¹⁰⁾。

動的引張試験で測定されるヤング率の精度には限界があり、試験ごとに異なった。よって本論文では、見かけのヤング率から弾性ひずみを算出し、公称応力–公称ひずみ線図を公称応力–公称塑性ひずみ線図に改めて表現した。

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

Steel	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Al	N
Base	0.110	1.44	1.29	0.010	0.001	0.65	0.29	0.048	0.0030
Low C	0.076	1.45	1.34	0.018	0.001	0.68	0.32	0.037	0.0021
High C	0.190	1.46	1.39	0.018	0.002	0.68	0.31	0.039	0.0020
High Si	0.100	1.93	1.37	0.016	0.002	0.67	0.33	0.043	0.0021
Extra high Si	0.110	2.39	1.36	0.017	0.001	0.67	0.33	0.044	0.0025



- (a) Coarse grain process (53% rolled)
30→22→18→14 mm
— — 1150°C
- (b) Middle grain process (73% rolled)
30→22→16→11→8 mm
— — — 1100°C
- (c) Fine grain process (88% rolled)
30→20→13→8→5→3.5 mm
— — — — 950°C

Fig. 1. Schematic illustration showing rolling conditions.

これらの熱延鋼板から横方向、つまり圧延方向と板厚方向に垂直な面の金属組織を観察するために試料を切り出し、樹脂に埋め込んだ。その後、エメリー紙での研磨、バフ研磨を施した。バフによる仕上げ研磨には、砥粒径0.25 μm のダイヤモンド粉末を使用した。その後、3%ナイトール溶液で試料表面を腐食させ、光学顕微鏡による組織観察を行った。粒径は平均切片長さ法により、フェライト体積率はポイントカウンティング法により測定した。マルテンサイト中の残留 γ は飽和磁化法²¹⁾を用いて測定した。

3. 実験結果

3.1 金属組織

Fig. 2, Table 2に光学顕微鏡組織と金属組織の特性値をそれぞれ示す。ここで述べるマルテンサイトとはフェライト以外の硬質組織を意味している。すなわち、ベイナイトや残留 γ を含むが、硬質組織の体積率を全てマルテンサイト体積率(V_M)として述べる。残留 γ 量についてはC量の多い鋼ほど多く、逆にSi量の多い鋼ほど減少する傾向にあった。

鋼種を問わず、圧下率が高く、仕上温度が低いほど細粒組織となりフェライト体積率(V_F)が高かった。また、フェライト粒径(d_F)は熱延プロセスごとにほぼ同じ大きさで、FGPで9~12 μm 、MGPで17~25 μm 、CGPで29~40 μm であった。ただし、FGPのHigh Cのみフェライト粒径は小

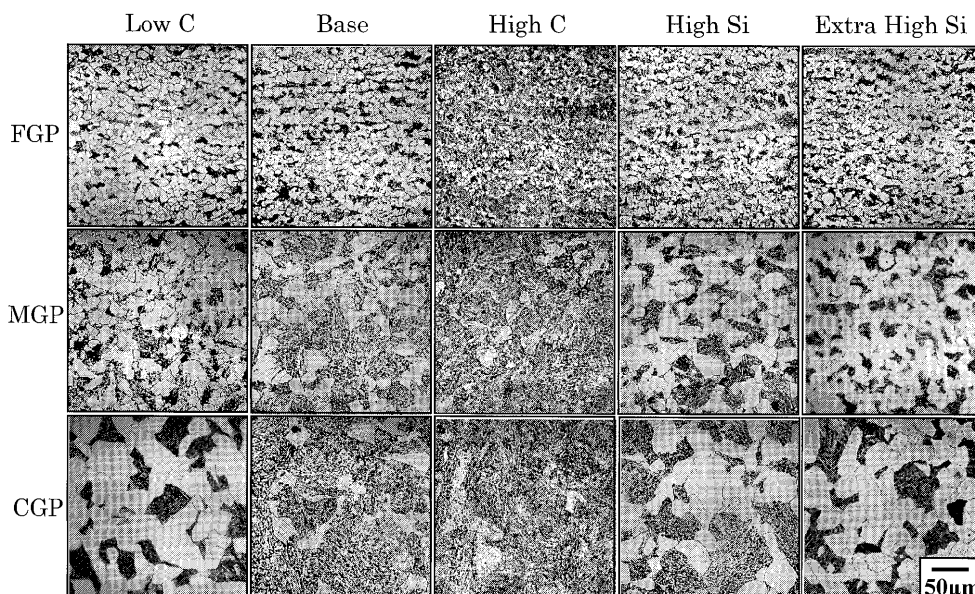


Fig. 2. Optical microstructures of all the steels. FGP: 88% rolled, MGP: 73% rolled, and CGP: 53% rolled.

Table 2. Microstructural properties of all the steels.

Steel Process	Base			Low C			High C			High Si			Extra high Si		
	FGP	MGP	CGP	FGP	MGP	CGP	FGP	MGP	CGP	FGP	MGP	CGP	FGP	MGP	CGP
Mean grain diameter of ferrite(μm)	11.8	19.8	33.0	8.8	16.8	28.5	4.1	20.5	33.0	10.4	24.7	28.7	9.1	22.9	39.7
Mean grain diameter of martensite (μm)	9.5	24.1	—	11.4	19.7	26.6	—	—	—	11.2	17.5	22.6	9.1	19.4	30.6
Volume fraction of ferrite(%)	76	52	34	87	75	68	26	5	5	71	68	61	72	70	66
Volume fraction of retained austenite(%)	4.6	5.1	4.5	3.1	3.1	4.5	8.2	8.4	10.0	2.4	4.8	2.3	1.5	1.6	3.2

— : Mean grain diameter of martensite is not measured because the volume fraction of martensite is smaller than about 50%.

さく4 μm 程度になった。マルテンサイト粒径(d_M)は V_F が約50%より大きい場合のみ測定した。FGPでは、 d_F の減少にともない d_M も他のプロセスと比較して小さく、9~11 μm となった。Cを増量した場合、 V_M は急増した。最も炭素量の多いHigh Cでは大半がマルテンサイト組織となり、FGP, MGP, CGPでの V_M はそれぞれ74%, 95%, 95%となった。他方Siを増量した場合、 V_F は圧下率によって変化した。FGPではBase, High Si, Extra high Siの V_F はそれぞれ、76%, 71%, 72%と減少の傾向があるが、大きな変化はなかった。これに対してMGPではBase, High Si, Extra high Siの V_F はそれぞれ52%, 68%, 70%と増加する結果となった。更にCGPではBase, High Si, Extra high Siの V_F はそれぞれ34%, 61%, 66%と大きく増加した。これはCGPにおいてSiのフェライト形成元素の効果が最も顕在化したためである。

3・2 強度特性

Fig. 3, Table 3に公称応力-公称塑性ひずみ線図と強度特性値をそれぞれ示す。

Baseでほぼ780 MPa級の強度が得られている。ひずみ速度の増加に伴い、すべての鋼種で大きな強度上昇を示し、

同時に延性も向上した。熱延プロセスやひずみ速度にかかわらず、CをLow C (0.076% C)からBase (0.110% C)に増量すると強度は大きく増加し、延性は減少した。BaseからHigh C (0.190% C)にすると大幅に強度は増加したが、延性の劣化は少なかった。

他方、前述したように金属組織に及ぼすSiの影響は圧下率により大きく異なるため、Siを増量した場合の強度と延性の変化は複雑であった。本研究の範囲である1.0%程度のSiの増量では強度の上昇は少なく、約100 MPa以内であった。Base (1.44% Si)からExtra high Si (2.39% Si)にすると、FGPでは70~80 MPa程度の強度が増加し、かつ延性も1~2%向上した。これに対してMGP, CGPでは延性は2~4%と大きく向上したが、Baseよりも強度がやや劣る鋼もあった。この強度低下にはSiの増量による V_M の減少が関与している。

3・3 強度と延性に及ぼす熱延プロセスとC, Si量の影響

Fig. 4に V_M と静的な強度特性に及ぼす熱延プロセスごとのC, Si量の影響を示す。この図はTable 2とTable 3の特性値を用いて作成した。C量を増加すると V_M は増加し、いずれのプロセスでも V_M の増加率に大差はなかった。ま

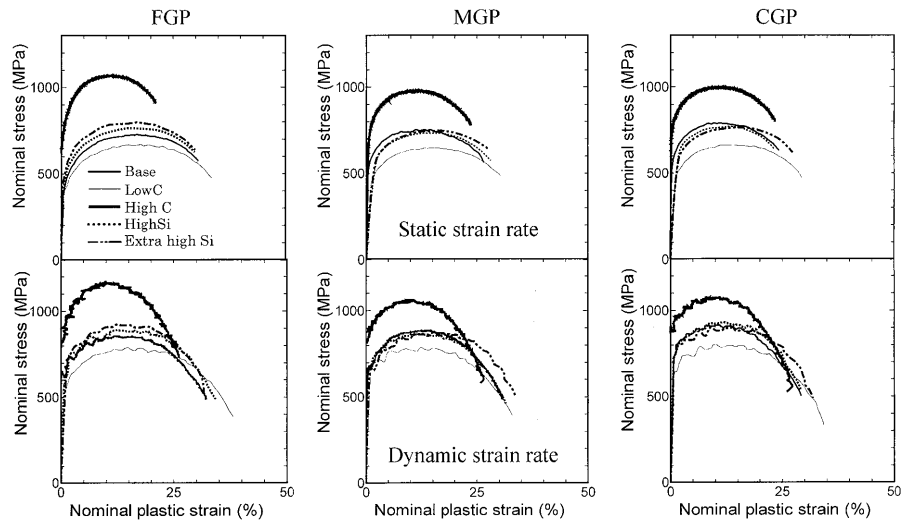


Fig. 3. Nominal stress–nominal plastic strain curves for all the steels: Top shows low strain rate (10^{-3} /s) and bottom shows high strain rate (10^3 /s) for fine grain process, middle grain process, and coarse grain process. The size of test piece is $1.2\text{ mm}^t \times 2.0\text{ mm}^w \times \text{G.L. } 6.0\text{ mm}$.

Table 3. The mechanical properties (dimensions of test piece: $1.2\text{ mm}^t \times 2.0\text{ mm}^w \times \text{G.L. } 6.0\text{ mm}$).

Strain rate(/s)	Steel	Base			Low C			High C		
	Process	FGP	MGP	CGP	FGP	MGP	CGP	FGP	MGP	CGP
10^{-3}	YS(MPa)	320	480	470	345	375	420	580	600	715
	TS(MPa)	731.4	770.5	794.3	676.0	653.1	670.8	1071	982	1002
	U.EL(%)	19.0	14.5	11.7	19.4	17.1	14.8	13.9	14.1	13.6
	L.EL(%)	13.0	14.4	13.9	15.9	15.2	16.0	9.6	11.6	11.7
	T.EL(%)	32.0	28.9	25.6	35.3	32.3	30.8	23.5	25.7	25.3
	10%ab(MJ/m ³)	60.5	66.5	70.3	55.0	55.6	59.5	94.3	88.6	91.5
10^3	Allab(MJ/m ³)	206.8	189.2	184.6	206.1	182.7	178.4	216.1	215.3	223.1
	YS(MPa)	650	661	732	605	650	690	770	890	915
	TS(MPa)	857.2	877.8	909.3	791.0	797.5	817.1	1182	1090	1094
	U.EL(%)	15.8	15.4	14.2	17.3	16.8	16.8	14.6	15.4	13.5
	L.EL(%)	17.8	16.1	16.0	21.8	18.1	19.0	13.8	14.3	17.5
	T.EL(%)	33.6	31.5	30.2	39.1	34.9	35.8	28.4	29.7	31.0
10^{-3}	10%ab(MJ/m ³)	71.7	77.5	88.6	67.7	71.0	75.5	107.9	100.0	99.4
	Allab(MJ/m ³)	252.1	241.0	231.6	263.6	234.3	242.2	264.3	272.2	285.6
Strain rate(/s)	Steel	High Si			Extra high Si					
	Process	FGP	MGP	CGP	FGP	MGP	CGP			
10^{-3}	YS(MPa)	410	410	385	442	430	380			
	TS(MPa)	774.0	742.7	764.6	800.0	756.3	777.1			
	U.EL(%)	19.7	16.2	16.5	19.7	17.8	16.9			
	L.EL(%)	13.3	13.7	9.7	13.9	12.7	12.6			
	T.EL(%)	33.0	29.9	26.2	33.6	30.5	29.5			
	10%ab(MJ/m ³)	65.0	62.8	66.8	66.2	65.1	64.3			
10^3	Allab(MJ/m ³)	222.1	195.3	174.2	231.8	203.6	200.2			
	YS(MPa)	681	670	758	760	732	760			
	TS(MPa)	895.2	869.1	940.8	934.2	888.7	908.2			
	U.EL(%)	18.8	16.8	15.5	19.3	17.7	16.9			
	L.EL(%)	16.9	16.1	15.6	15.1	17.2	16.2			
	T.EL(%)	35.7	32.9	31.1	34.4	34.9	33.1			
10^3	10%ab(MJ/m ³)	77.6	79.7	83.6	82.1	83.5	81.7			
	Allab(MJ/m ³)	273.0	240.7	246.2	275.2	263.1	253.4			

* YS is 0.2% proof stress. TS is tensile strength. U.EL is uniform elongation. L.EL is local elongation. T.EL is total elongation. 10%ab is absorbed energy deformed up to 10% strain. Allab is absorbed energy to fracture.

た、同じC量の場合 V_M は圧下率が小さいMGPやCGPで大きかった。他方Si量の増加について述べると、FGPでは V_M の変化が小さい。しかし、Base (1.44% Si)のMGP, CGPの V_M は大きい、High S (1.93% Si), Extra High S (2.39% Si)のようにSi量を増加させると、 V_M は減少しFGPの値に近

づいた。

Cの場合、 V_M の増加によりTSが上昇した。Siの場合は固溶強化と V_M の変化を考える必要がある。FGPでは V_M にほとんど変化がなかったため、固溶強化によりTSが上昇した。一方MGP, CGPでは V_M が大幅に減少したためにTS

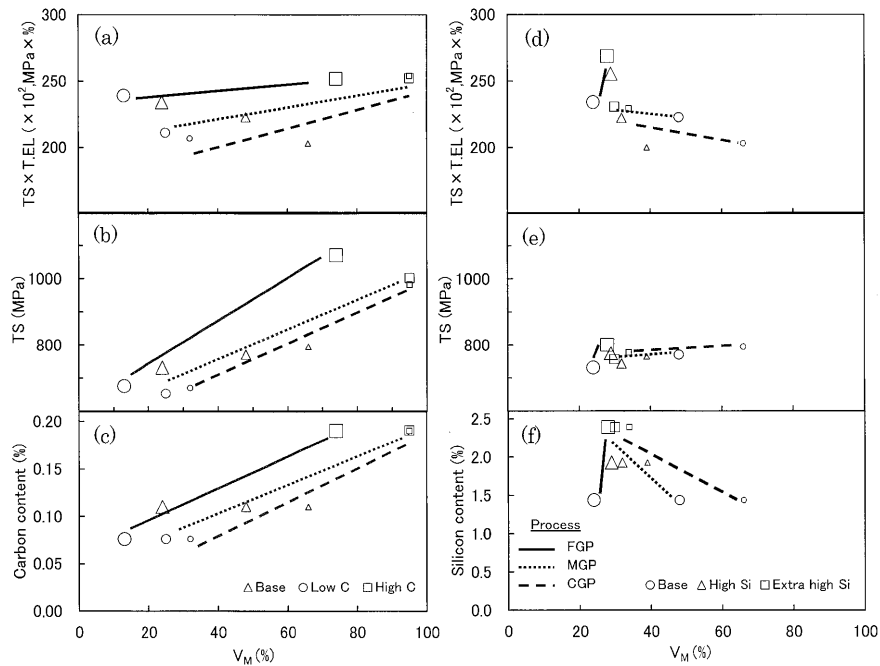


Fig. 4. Effect of volume fraction of martensite (V_M) on TS and TS×TEL in static strain rate through carbon content (a)–(c) or silicon content (d)–(f).

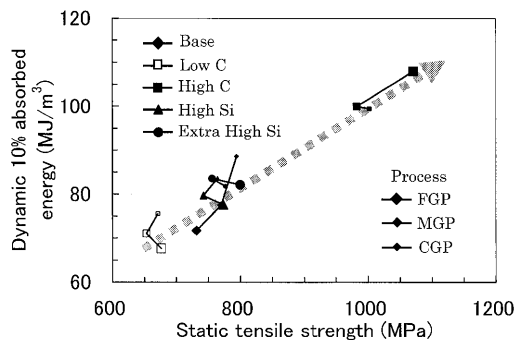


Fig. 5. Dynamic 10% absorbed energy vs. static tensile strength for all the steels.

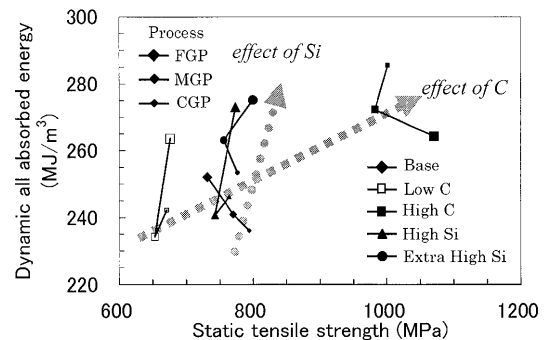


Fig. 6. Dynamic all absorbed energy vs. static tensile strength for all the steels.

はむしろ低下する鋼もあった。しかし、Siによるフェライト地の固溶強化が V_M の減少による強度低下を打ち消したため、強度の変化はわずかであったと考える。

強度–延性バランスを示すTS×TEL (引張強さ×全伸び)については、Cの場合 V_M の増加によって向上する。MGP, CGPのTS×TELはFGPより低い、Cの増量で V_M が上昇してFGPの値に近づく。ただし、 V_M の大きいHigh CではTable 3で示したように残留 γ が多いことに注意を要する。他方Siの場合、FGPのHigh SiにおいてHigh Cよりもやや優れた強度–延性バランスを示している。Cの場合とは異なり、MGP, CGPではSiの増量で V_M が減少してTS×TELが向上した。

以上の結果より、Cの場合は変態強化、すなわち V_M の増加でTSや強度–延性バランスが向上する。Siの場合は、固溶強化によりTSや強度–延性バランスが向上する。特に、FGPでこの効果が顕著になることが判明した。

3・4 動的10%吸収エネルギーや動的全吸収エネルギーと静的引張強さの関係

Fig. 5に動的条件下で得られたひずみ10%までの吸収エネルギーと静的TSの関係を示す。ひずみ10%までの吸収エネルギーを10%abと称する。加工性の面から静的TSが低く、車の衝突安全性を確保するためには動的10%abの高い鋼板が要求される¹⁰⁾。Cの増加によって静的TS、動的10%abは共に大きく上昇している。一方、Siを増量した場合、これらの特性値に大きな変化はなかった。本実験の範囲では、C, Siの影響はいずれも同一の直線で近似することができた。

Fig. 6に動的条件下で得られた破断までの全吸収エネルギーと静的TSの関係を示す。この全吸収エネルギーをAllabと称する。Fig. 5とは異なり、同じ強度でも圧下条件や鋼種の違いによりAllabに大差を生じる。Cを増量した場合、静的TSと動的Allabは共に大きく向上した。他方、

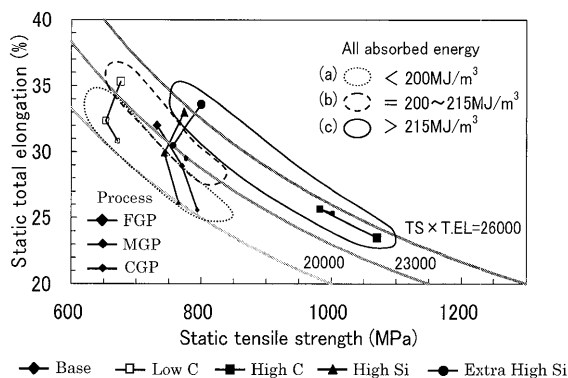


Fig. 7. Static total elongation vs. static tensile strength for all the steels.

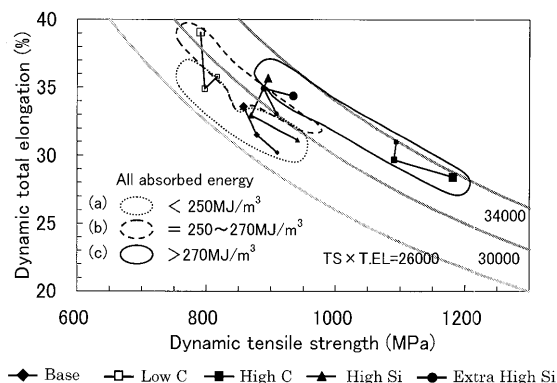


Fig. 8. Dynamic total elongation vs. dynamic tensile strength for all the steels.

Siを増量した場合、静的TSの変化は少ないが動的Allabが大幅に向上した。従って、加工性を考慮した破壊特性はCよりもSiの増量が有利といえる。

3.5 静的、動的全吸収エネルギーと強度-延性バランス (TS×T.EL) の関係

Fig. 7とFig. 8に静的および動的条件下における全吸収エネルギーと強度-延性バランスの関係をそれぞれ示す。図中に描いた3本の等高線はTS×T.EL (MPa×%)が一定の値を記入した曲線である。一方、点線や実線で囲んだ楕円はAllabを大きく3段階に区分して示したものである。静的、動的条件下共にAllabはTS×T.ELつまり、強度-延性バランスで整理できることが明らかである。また、静的、動的Allabに優れた鋼は全ての熱延プロセスのHigh CとFGPのHigh SiとFGPのExtra high Siであった。

4. 考察

4.1 CとSiの増量による静的、動的全吸収エネルギーの向上

Fig. 7とFig. 8より、Allabに優れている鋼が判明した。これらの鋼に共通していることは、TS×T.ELの値が高くなり、全吸収エネルギーである公称応力-公称塑性ひずみ線図の描く面積も大きくなることである。しかも、このこ

とは静的条件、動的条件を問わず成立した。従来から強度-延性バランスの指標としてよく用いられるTS×T.ELの値は、材料に固有な破壊エネルギーを表すことが確認された。

High Cの金属組織は、全ての熱延条件において大半がマルテンサイトであった。このように金属組織の大半をマルテンサイトが占めるまでC量を増加させると、延性の低下に比べて強度の上昇が著しいことを示している。ほぼ100%マルテンサイトにする金属組織制御は高強度材で優れた全吸収エネルギーを得る有力な手段の1つと考える。なお、ここで得たマルテンサイト組織は550℃の巻取りのシミュレーション、すなわち550℃から20℃/hの徐冷中に生じた自己焼鈍低温変態生成物であると同時に残留γ量も8~10%含んでいる。この残留γの加工誘起変態による延性向上、いわゆるTRIP⁴⁾も全吸収エネルギーの改善に寄与していると考えられる。

他方、FGPのHigh SiとFGPのExtra high SiはFig. 2やTable 2から明らかであるとおおり、Baseと比較してSiの増量は d_F , V_F や残留γの体積率に大きな変化を与えない。しかしTable 3よりSiの増量によって全ての強度、延性、全吸収エネルギーの値が向上している。つまりFGPの場合、Siは V_M を増加させるCと異なり、DP鋼のフェライト基地への固溶強化により強度と延性を向上させて、全吸収エネルギーを改善すると考える。

4.2 フェライトの強度特性に及ぼすSiの固溶強化の影響

フェライトの強度特性に及ぼすSiの固溶強化の影響を追究するために、フェライト単相鋼であるIF (Interstitial Free) 鋼を用いて、Siの影響を調査した。0.0010% C-0.09% Mn-0.038% Ti-0.005% Nbを基本成分に0.01% Siと0.96% Siを含有するIF鋼を準備した。前者を0.01% Si、後者を0.96% Siと称する。これらの供試鋼を熱延の後に圧下率82.5%の冷間圧延をした。更に820℃で60 s焼なまししたものを供試材とした。0.01% Si、0.96% Si共に完全再結晶組織でフェライト粒径はそれぞれ22 μmと19 μmであり、大差はなかった。これらの鋼板から0.7 mm厚のJIS5号試験片を圧延方向から採取し、引張速度10 mm/min (初期ひずみ速度 $3.3 \times 10^{-3}/s$) の静的条件下で引張試験を行った。Fig. 9に引張試験より得られた真応力-真ひずみ線図と加工硬化率($d\sigma/de$)を示す。0.96% Siでは0.01% Siよりも高い強度と高い加工硬化率が得られている。比較鋼として同じ基本成分系のIF鋼に1.96% Mnを添加した鋼の実験結果も示す。塑性不安定条件から、 $d\sigma/de = \sigma$ を満たす真応力と真ひずみが、引張強さと一様伸びにそれぞれ対応する。0.96% Siは1.96% Mnよりも高い強度で大きな一様伸びを示す。

Fig. 10に強度-延性バランスに及ぼすSi, Mnの影響を示す。ここでは、焼なまし温度を変化させた複数の供試材を用いた。Siがフェライトの強度-延性バランスを改善する

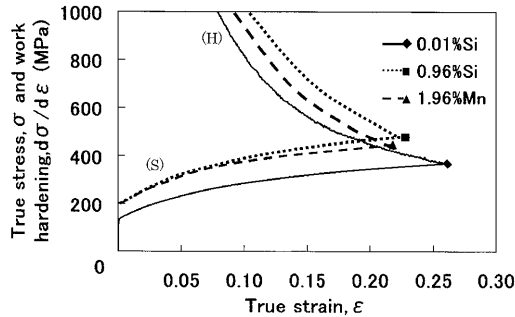


Fig. 9. True stress-true strain curves (S) and work hardening-true strain curves (H) for interstitial free steels. The size of test piece is 0.7 mm thick JIS No. 5 (G.L.=50 mm).

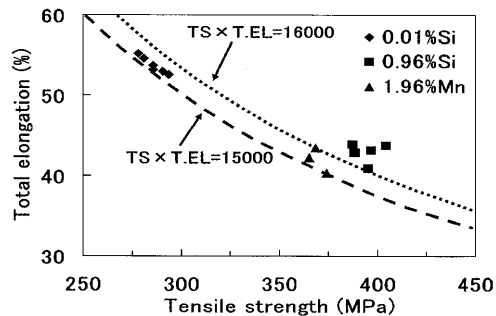


Fig. 10. Total elongation vs. tensile strength for interstitial free steels. The size of test piece is 0.7 mm thick JIS No. 5 (G.L.=50 mm).

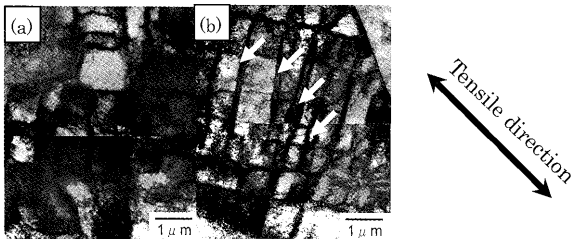


Fig. 11. Cell structures formed by 15% tensile strain for 0.01%Si steel (a) and 0.96%Si steel (b). Arrows show elongated cell walls, which have a fairly large misorientation.

ことは明らかである。Fig.11に0.01%Siと0.96%Siの透過型電子顕微鏡(TEM)組織を示す。いずれも公称ひずみ15%の引張変形を与え形成された転位セル組織である。0.01%Siで平均セルの大きさは $0.8\mu\text{m}$ であった。他方、0.96%Siは $0.5\mu\text{m}$ と小さく、かつ引張方向に約 45° 傾いた伸長した転位セル壁(矢印で示す)を観察した。更に、菊池線解析によりセルの平均結晶方位差を求めた。0.01%Si、0.96%Siでそれぞれ 1.8° 、 3.5° であった。0.96%Siの伸長した転位セルは $5.0^\circ\sim 7.0^\circ$ 程度の大きな方位差を有していた。1.96%Mnについても0.01%Siに近い転位セル組織を観察した。このようなセル構造の観察結果からもSiによる固溶強化はフェライト地に高い加工硬化率を与えて、DP鋼の強度-延性バランスを向上させると推察する。

4・3 DP組織の微細化による全吸収エネルギーの向上

FGPのHigh SiとFGPのExtra high Siが全吸収エネルギーに優れているもう一つの理由について考察する。

Table 2から分かるように、Baseに比較してHigh SiとExtra high Siの場合、CGPとFGPの V_M の差は5~10%程度とわずかである。しかし、FGPの d_M はCGPの d_M の1/2~1/3程度と大幅に小さくなっている。この金属組織の変化にともない、Table 3に示すようにHigh SiとExtra high SiのTSはやや上昇し、一様伸び、局部伸び共に向上する傾向が認められる。

このように高圧下率の熱延によりDP組織を微細化すると、強度と延性が共に向上することは金堂ら¹⁹⁾により報告されている。微細DP鋼で強度と延性が優れる理由はAshbyの分散強化理論²²⁾や割れの発生・伝播の観察結果¹⁹⁾から説明できる。

DP鋼に代表される不均一硬化組織の場合、硬質第2相が微細に分散している方が一様伸びとTSが大きくなる。この理由はAshbyの分散強化理論から説明される。すなわち、外部からひずみを加えたときに軟質相と硬質相の界面に蓄積するGN転位(Geometrically necessary dislocation)が多くなり、加工硬化が大きくなるためである。High SiとExtra high Siの場合、Ashbyの分散強化理論で用いられるパラメータ(V_M/d_M)をTable 2の数値を用いて試算すると、圧下率の増加で前者は1.7, 1.8, 2.6, 後者は1.1, 1.5, 3.1と増加している。Ashbyの分散強化理論によると V_M/d_M が大きくなると、一様伸びが向上する。ここでは、定性的ではあるが圧下率の増加による一様伸びの向上を説明できる。Ohmoriら²³⁾は、 $0.4\sim 16\mu\text{m}$ の極細粒フェライトにセメンタイトが分散した鋼の加工硬化に関して報告している。彼らは d_F の微細化による効果も取り入れてAshbyの分散強化理論を適用している。著者らが用いた熱延鋼板では、圧下率の増加で d_M と同時に d_F も微細化するので、更に一様伸びを向上させる方向にある。また、 $10\mu\text{m}$ 程度の微細化でAshbyの分散強化理論が適用できるのかという疑問を呈するかもしれない。著者の1人は同程度の d_M の鋼を用いて、マルテンサイトの部分を軟質なパーライトに置換した研究を行った。この場合、微細化による n 値(一様伸び)の向上効果が軽微になることを報告している²⁴⁾。すなわち、 d_M を約 $30\mu\text{m}$ から約 $10\mu\text{m}$ に変化させて一様伸びが向上する理由は、Ashbyの分散強化理論で説明できると考える。

他方、 d_M を小さくすると、Table 3に示すように局部伸びも向上する傾向にある。一般に、割れは硬質部のマルテンサイトと軟質部のフェライトの界面あるいはマルテンサイト内部で生じる。 d_M が大きいと容易に破断にいたる割れを生じやすい。このような理由で局部伸びが低下することが報告されている¹⁹⁾。また、DP鋼の局部延性を評価するためにノッチ付き引張試験片を用いた調査結果もある。DP鋼の微細化により局部延性が向上する報告がなされて

いる²⁴⁾。

以上より FGP で得られる微細 DP 組織の強度と延性が優れていることが説明できる。

FGP の High Si と FGP の Extra high Si は、他の熱延プロセスや Base と比較して Si の固溶強化と高圧下率の熱延プロセスによる DP 組織の微細化により、TS×TEL が向上して、Allab が向上したと考える。

5. 結言

本研究では、Si, Mn, Cr, Mo を含有する 780 MPa 級熱延 DP 鋼を用いて、C 量および Si 量と熱延条件を変化させる実験を行った。強度特性に及ぼす C, Si やひずみ速度 ($10^{-3}/s$: 静的条件と $10^3/s$: 動的条件) の影響を調査した。得られた結果を以下に示す。

(1) 動的条件における 10% までの吸収エネルギーと静的引張強さの関係は、C 量、Si 量や熱延条件にかかわらず直線で整理できることが分かった。

(2) 静的条件あるいは動的条件を問わず、破断までの全吸収エネルギーは強度-延性バランス (TS×TEL) で整理できることが分かった。

(3) C の増加により、マルテンサイトの体積率 (V_M) が大半を占める High C (0.190% C) の場合に全吸収エネルギーは優れる値を示した。なお、ここでのマルテンサイトは巻取り後の徐冷中に生成した自己焼鈍低温変態生成物であると同時に残留 γ 量を 8~10% 含んでいる。

(4) Si の金属組織に及ぼす影響は熱延条件により異なり、強度特性に及ぼす影響も変化する。FGP (細粒プロセス) では Si の増加で V_M の体積率はほとんど変化しないが強度、延性共に向上した。しかし、MGP (中粒プロセス)、CGP (粗粒プロセス) では Si の増加で V_M の体積率が減少したために強度は低下したが、全吸収エネルギーは向上した。

(5) Si の増量で全吸収エネルギーが向上する理由を Si 添加の IF 鋼を用いて追究した。その結果、Si の固溶強化がフェライト地に高い加工硬化率を与えて、DP 鋼の全吸

収エネルギーを向上させることを明確にした。

(6) High C の大半がマルテンサイト組織である鋼を除いて、圧下率の増加でフェライトおよびマルテンサイト粒は微細化して全吸収エネルギーは向上した。

なお、本研究は鉄鋼研究振興助成第 14 回受給研究費で行ったものである。関係各位に深く感謝します。

文 献

- 1) N.Hasegawa: *J. Soc. Automo. Eng. Jpn.*, **58** (2004), No. 3, 8.
- 2) 道路運送車両の保安基準第 18 条.
- 3) Y.Komiya: *Kobe Steel Eng. Rep.*, **52** (2002), No. 3, 2.
- 4) M.Takahashi: *Nippon Steel Tech. Rep.*, **378** (2003), 2.
- 5) A.Yoshitake, M.Ono and T.Urabe: *J. Soc. Automo. Eng. Jpn.*, **59** (2005), No. 11, 4.
- 6) M.Takahashi, K.Kunishige and A.Okamoto: *Bull. Jpn. Inst. Met.*, **19** (1980), 10.
- 7) K.Sugimoto, T.Sasaki, T.Fukusato and O.Miyagawa: *Tetsu-to-Hagané*, **71** (1985), 994.
- 8) T.Tamura and Y.Mukai: *Kobe Steel Eng. Rep.*, **52** (2002), No. 3, 6.
- 9) J.Lis, A.K.Lis and C.Kolan: *J. Mater. Process. Technol.*, 162-163 (2005), 350.
- 10) M.Takahashi: The Final Report of Research Group on High-speed Deformation of Steels for Automotive Use, ISIJ, (2001), 10.
- 11) H.Furuya, R.Uemori, S.Aihara, Y.Tomita and Y.Hagiwara: *Tetsu-to-Hagané*, **86** (2000), 409.
- 12) S.Takagi, K.Miura, O.Furukimi, T.Obara, T.Kato and S.Tanimura: *Tetsu-to-Hagané*, **83** (1997), 748.
- 13) K.Miura, S.Takagi, O.Furukimi and S.Tanimura: *J. Soc. Mater. Sci., Jpn.*, **47** (1998), 1053.
- 14) A.Uenishi and C.Teodosiu: *Acta Mater.*, **51** (2003), 4437.
- 15) A.Uenishi, H.Yoshida, Y.Kuriyama and M.Takahashi: *Nippon Steel Tech. Rep.*, **378** (2003), 21.
- 16) K.Sato, T.Hira and A.Yoshitake: *J. Jpn. Soc. Technol. Plast.*, **46** (2005), 641.
- 17) N.Tsuchida, Y.Tomota and K.Nagai: *Tetsu-to-Hagané*, **90** (2004), 1043.
- 18) A.Uenishi and H.Yoshida: *J. Jpn. Soc. Technol. Plast.*, **46** (2005), 646.
- 19) D.Kondo, K.Kunishige and R.Ueji: *Tetsu-to-Hagané*, **92** (2006), 457.
- 20) K.Kunishige, M.Takahashi, S.Sugisawa and Y.Masui: *Tetsu-to-Hagané*, **65** (1979), 1916.
- 21) H.Akamizu, K.Saitou, S.Ikeda, K.Makii and S.Takaki: *Kobe Steel Eng. Rep.*, **52** (2002), 43.
- 22) M.F.Ashby: *Philos. Mag.*, **21** (1970), 399.
- 23) A.Ohmori, S.Torizuka and K.Nagai: *ISIJ Int.*, **44** (2004), 1063.
- 24) K.Kunishige: Proc. of Int. Conf. 'Thermec' 2000, Special Issue: *J. Mater. Process. Technol.* (CDROM, SessionC7), Elsevier Science Ltd., (2001).