

低合金鋼の衝撃特性におよぼす modified ausforming の影響

大森宮次郎*, 山崎 明*, 佐藤順久**

(昭和52年9月8日受理)

Effect of Modified Ausforming on Impact Properties of Low-Alloy Steels

MIYAZIRŌ ŌMORI, AKIRA YAMAZAKI and MUNEHISA SATŌ

Abstract: - Ni-Cr and Ni-Cr-Mo steels were rolled at temperature range from 880°C to 750°C and oil quenched. Their impact strength and transition temperature were compared with those of the conventionally heat-treated steels after the tempering treatment at temperatures from 200°C to 700°C

Significant improvement in impact properties and a good combination of hardness and impact strength were obtained in the crack arrester orientation of the modified-ausformed steels tempered at high temperatures, while impact strength of the crack divider orientation deteriorated. Transition temperatures of these steels tended to be lowered by modified ausforming.

Electron fractography revealed that modified ausforming improved the microscopic fracture mode at liquid nitrogen temperature.

Lamellate fracture such as delamination or separation was markedly observed in the modified-ausformed steels tempered at high temperatures. It has been found that the significant improvement in impact strength in the crack arrester orientation or the deterioration of impact properties in the crack divider orientation primarily relates to this lamellate fracture.

1. まえがき

オースフォーム (ausforming¹⁾) が鋼の強靱化処理として注目されて以来、オースフォームと類似の鍛造焼入れ²⁾や modified ausforming³⁾ のような実用的な方法が試みられるようになった。これらの加工熱処理の効果は、鋼の強化という点では一致するところであるが、靱化という観点からは必ずしも一致した結果が得られていない。これまでの研究結果には、衝撃試片を加工方向に採取した場合にも衝撃強さが向上したり^{4),7)}、あるいは低下したりする^{8),9)} 場合が報告され、また遷移温度については、それが低

下する^{4)~8)}場合と上昇する¹⁰⁾場合が示されている。

一方、オースフォーム、鍛造焼入れ、modified ausforming をほどこした鋼は多少の差はあるにしても、微細なマルテンサイトが生成し、焼もどし後も、転位密度¹⁾が高いが炭化物の微細分散やサブ・グレインの微細化が達成され¹¹⁾、靱性に対しても好都合な組織をもち、粒界破壊の防止¹²⁾などすぐれた素質を備えている。しかし、上述のように靱性に対する加工熱処理の効果はきわめて複雑なことを考えると、微細組織の改善と同時に mechanical fiber のような加工組織が発達し、それらの複雑なからみ合いを考慮しないわけにはいかない。綿状組織や加工組織の衝撃強さへの影響^{13)~15)}の研究から、衝撃強さは単に微

* 茨城大学工学部機械工学科 (日立市中成沢町)

** 茨城大学工業短期大学部機械工学科 (日立市中成沢町)

細組織のみで定まるものではなく、き裂の伝ば挙動に強く影響されることがわかってきた。とくに mechanical fiber のような加工組織とき裂の伝ば方向との相対的な関係が重要であり、このことが従来の加工熱処理の研究報告には明示されていないものが多く、結果の解釈に混乱をまねくのである。

そこで本研究では、以上のことを考慮に入れ、試片の採取方向は勿論、切欠きと加工面の方位関係を明示し、衝撃特性におよぼす modified ausforming の影響を詳細に調べた。

2. 実験方法

実験に用いた鋼は機械構造用合金鋼の Ni-Cr 鋼 (SNC2) および Ni-Cr-Mo 鋼 (SNCM8) である。それらの化学組成を Table 1 に示す。直径 32mm の市販の棒鋼を所要の厚さに熱間圧延し、850℃×1 hr. の条件で焼なましを施し試片素材を準備した。

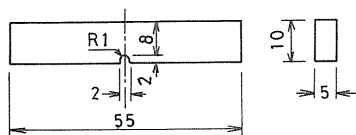
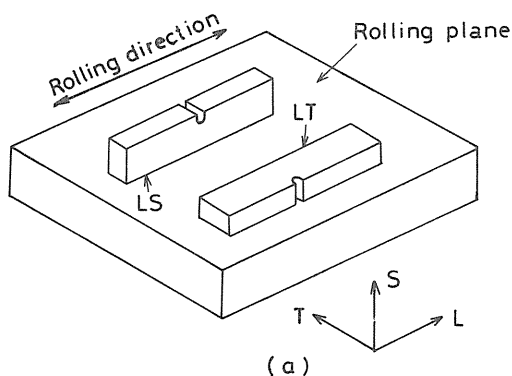


Fig. 1 Orientation of impact test pieces with respect to rolling plane and direction, and geometry of impact test pieces.

Table 1 Chemical compositions of steels investigated (wt. %)

Element	Chemical composition (wt.%)								
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu
SNC2	0.27	0.22	0.52	0.028	0.015	2.84	0.85	—	0.13
SNCM8	0.38	0.27	0.70	0.012	0.011	1.70	0.76	0.20	0.12

これらの試片素材を温度 880℃ に 30~35 分間保持してオーステナイト化し、この温度より圧延加工を開始し、圧延後ただちに油中焼入れして modified ausforming (以後 MA 処理と略記する) を施した。使用した圧延機はロール直径 150 mm、ロール周速 10 m/min. の小型 2 段式のものである。圧延機の能力の都合で 1~6 パス繰返し圧延し、所要の加工度を達成した。また、MA 処理の効果を比較する目的で圧延加工を省略し、オーステナイト化温度 (880℃) よりただちに油焼入れした試片 (以後、通常熱処理材、図中では CHT と記す) も準備した。Fig.1 に衝撃試片の切欠きと圧延面、圧延方向の方位関係および試片寸法を示す。また、Table 2 および Table 3 に MA 処理における加工度、パス回数等を示す。試片

Table 2 Modified-ausformed specimens

Steel	Orientation	t_0 (mm)	t (mm)	φ (%)	Pass
SNC2	LS	17.5	10.6	39	2
		20.5	10.6	48	3
		25.5	10.6	58	5
	LT	9.1	6.1	33	1
		10.9	6.1	44	2
		14.0	6.1	56	3
SNCM8	LS	17.3	11.0	36	2
		20.6	11.0	47	3
		25.0	11.0	56	5
	LT	10.3	6.0	42	2
		12.8	6.1	52	2
		15.2	6.1	60	3

t_0 : initial thickness t : final thickness
 φ : reduction in thickness

Table 3 Modified-ausformed specimens

Steel	Orientation	t_0 (mm)	t (mm)	φ (%)	Pass
SNC2	LS	18.3	10.9	40	1
		24.9	11.5	54	3
		31.1	12.5	60	6
	LT	10.2	6.6	35	1
		13.0	6.5	50	3
		18.2	10.9	40	1
SNCM8	LS	25.0	11.5	54	3
		30.0	12.0	60	6
		10.2	6.6	35	1
	LT	13.0	6.4	50	3

t_0 : initial thickness t : final thickness
 φ : reduction in thickness

は Fig.1 に示すように圧延材の圧延方向, 幅方向および厚さ方向をそれぞれ L, T および S で表わし, 2 文字を組み合わせて試片の名称とした。例えば LS 試片は, 長さ方向を圧延方向 L にとり, 切欠底よりき裂の伝ばの予想される方向が厚さ方向 S であることを意味する。加工組織の流動方向からみた場合, LS 試片はき裂阻止型 (crack arrester type) であり, LT 試片はき裂分割型 (crack divider type) とよばれる方位である。衝撃試片はシャルピー U-notch の half size のものを用いた。

焼もどしは, 温度 $200^{\circ}\sim 700^{\circ}\text{C}$ の範囲で 1 時間保持とし, 焼もどし後は試片を水中急冷した。

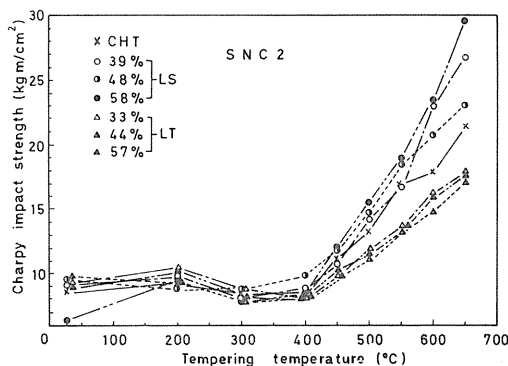


Fig. 2 Variation of impact strength at room temperature with tempering temperature for SNC2 steel

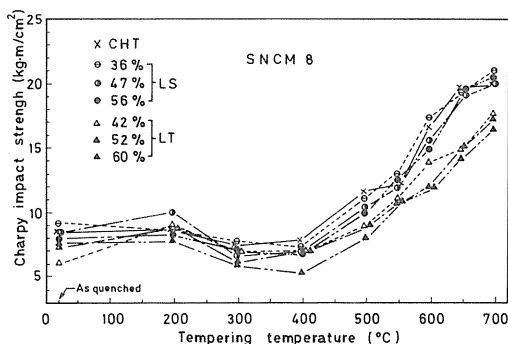


Fig. 3 Variation of impact strength at room temperature with tempering temperature for SNCM8 steel

衝撃試験は, 標準のシャルピー試験機 ($30\text{kg}\cdot\text{m}$) を用い, $70^{\circ}\sim -196^{\circ}\text{C}$ の温度範囲で実施した。フラクトグラフの観察には透過型電顕 (JEM-30B) および走査型電顕 (MSM-4) を用い, 前者を用いる場合 2 段レプリカ法によって検鏡した。

3. 実験結果

3.1 焼もどしの影響 Fig.2 および 3 に室温における衝撃強さの焼もどし温度による変化を示す。SNC2 鋼の場合, 焼もどし温度 400°C 以下の範囲では, 通常熱処理材 (CHT), LS および LT 試片間に衝撃強さの大きな相違はみられないが, 450°C 以上の焼もどしで MA 処理材の衝撃強さが LS 試片は通常熱処理材より大きくなり, LT 試片で低くなる傾向を示し, その相違は焼もどし温度の高いほど顕著になる。SNCM8 鋼では, 焼もどし温度 300°C 以下の範囲で通常熱処理, LS, LT 試片間に衝撃強さの相違がほとんどみられず, 400°C 以上の焼もどしでも LS 試片の衝撃強さは通常熱処理材とほぼ同等であり, LT 試片は LS および通常熱処理材より劣る傾向を示している。以上の結果より, 高温焼もどし範囲で LS 試片では通常熱処理材より優れた衝撃強さを示し, LT 試片で劣るようになり, 同じ圧延方向に採取した試片でも圧延方向と切欠きの方角関係で衝撃強さに相違のあることがわかる。

3.2 かたさと衝撃強さの組み合わせの比較 MA 処理されたマルテンサイトは, 通常焼入れによるマルテンサイトに比較して焼もどし軟化に対する抵抗が大きい。したがって両マルテンサイトを同じ条件で焼もどす場合, MA 処理されたマルテンサイトは焼もどし後のかたさが高い。Fig.4 は加工度とかたさの関係を示す Ni-Cr 鋼の例である。加工度 0% が通常熱処理材である。焼入れたまま (as quenched) のマルテンサイトから温度 650°C の焼もどしの範囲で MA 処理材はロックウェル C スケールかたさ (以下 R_c と略称) で 1~3 高いことがわかる。しかも MA 処理によるかたさ R_c の増加は試片の方角には関係なく加工度と焼もどしによって定まっている。

さて, MA 処理が鋼の強度と靱性の改善を目的としている以上はその両者とも改善されるのが望ましい。しかし前述のように MA 処理材の衝撃強さは複雑に変化している。したがって MA 処理による強靱化の達成度合は, 材料の強度と靱性の組み合わせの変化を調べることでより明瞭にできるはずである。かたさも強さの他の表現と考えてよいから, かたさと衝撃強さの組み合わせを通

常熱処理材とMA処理材について比較することによってMA処理の効果をより明確にできる。Fig.5はNi-Cr鋼の場合を示したものである。Rcかたさで45以上の範囲では、通常熱処理材、LSおよびLT試片のかたさと衝

撃強さの組み合わせにほとんど相違がみられない。Rc 45以下の範囲では、LT試片のかたさと衝撃強さの組み合わせは通常熱処理材と同等かあるいはわずかに劣る傾向がみられるが、LS試片は通常熱処理材およびLT試片に比べて著しく優れたものになっている。すなわち、MA処理では、き裂阻止型となる方位で強靱化の目的が達成される。

つぎに、Fig.6にNi-Cr-Mo鋼のかたさと衝撃強さの組み合わせを比較してある。この場合、両者の組み合わせはLS試片は通常熱処理材と同等かわずかに優れているが、LT試片は劣っており、Ni-Cr鋼に比べ低かたさレベルでその傾向が強い。すなわち、Ni-Cr-Mo鋼の場合もNi-Cr鋼に比べて傾向は弱い、やはりき裂阻止型の方角で強靱化が得られている。

以上のようにMA処理によってき裂阻止型の方角のかたさと衝撃強さの組み合わせは向上するが、き裂分割型の方角ではその組み合わせが劣化する。圧延によりMA処理を行なう場合、圧延方向に採取した試片でも圧延面に対するき裂の伝ば方向によって衝撃強さが異なることになる。加工熱処理では、異方性の発生は不可避であるのでMA処理の実用化に際してはこのことを十分に理解しておかねばならない。MA処理材の優れた強靱性の利用に際しては切欠きと加工面がき裂阻止型の方角になるように配慮すべきである。

3.3 遷移温度への影響 この実験には、300℃×1hr. および600℃×1hr. の条件で焼もどした試片を用いた。Fig.7および8に試験温度による衝撃強さの変化を示す。上部シェルフ・エネルギー(upper shelf energy)

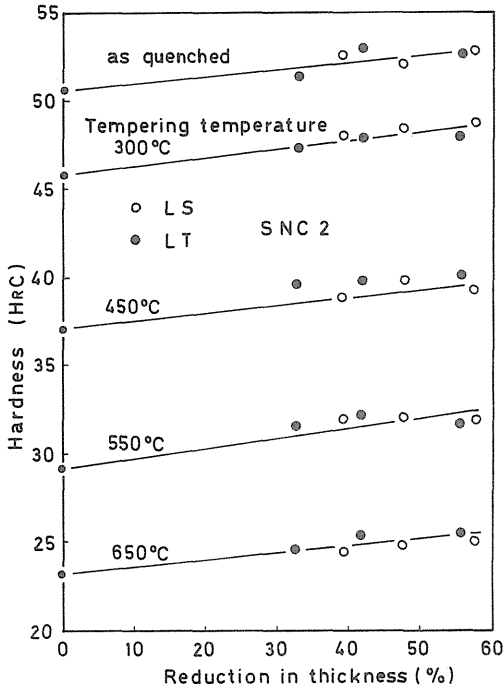


Fig. 4 Effect of deformation on as-quenched or tempered hardness

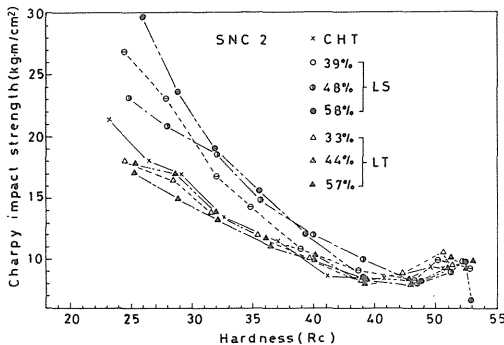


Fig. 5 Comparison of hardness-impact strength combination for SNC2 steel

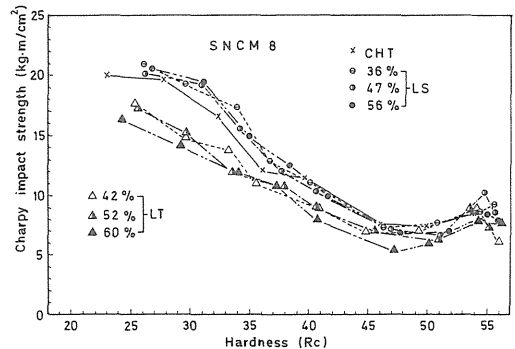


Fig. 6 Comparison of hardness-impact strength combination for SNCM8 steel

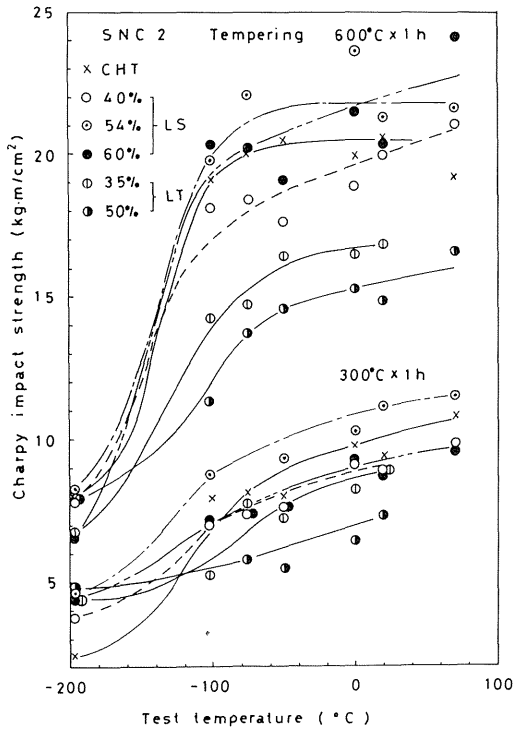


Fig. 7 Charpy curves for SNC2 steel

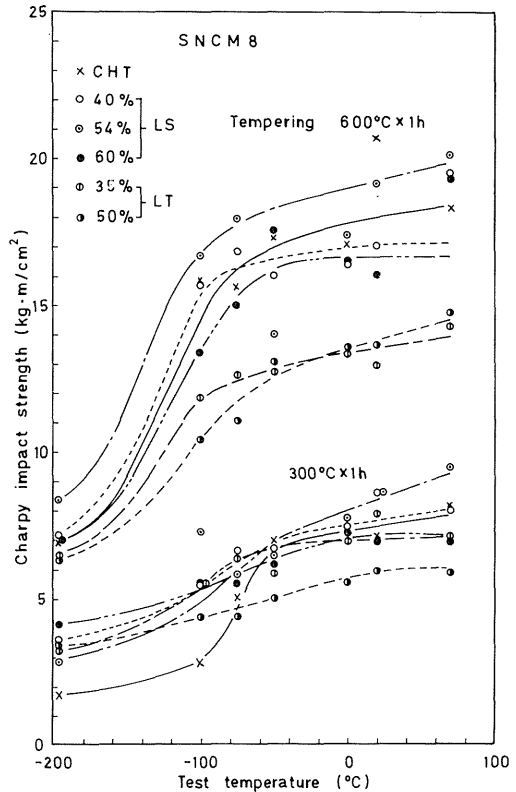


Fig. 8 Charpy curves for SNCM8 steel

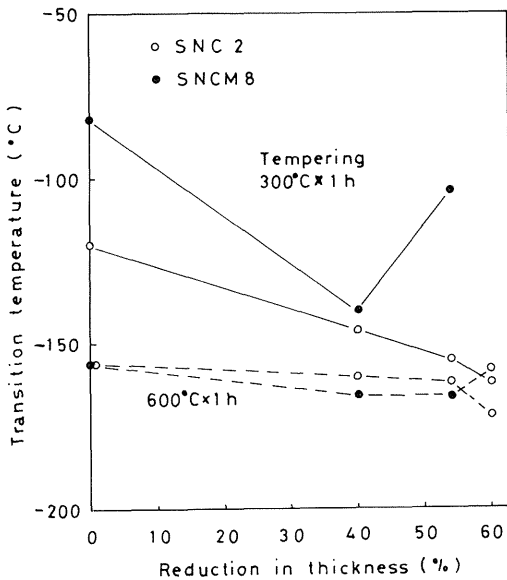


Fig. 9 Effect of deformation on transition temperature

は、両焼もどし温度の場合ともLS試片が大きくなっている。焼もどし温度300℃の場合、液体窒素温度(-196℃)でMA処理材の衝撃強さが通常熱処理材よりいずれの方位でも大きい。

これらの結果より上部シェルフ・エネルギーの1/2になるエネルギー遷移温度を推定してみよう。加工度によるエネルギー遷移温度の変化を示したのがFig.9である。図にはLS試片のデータのみ示してある。LT試片は、上部シェルフ・エネルギーが低く、遷移温度の推定値が-196℃以下になることもあるので図中には示していない。300℃焼もどしの場合、MA処理による遷移温度の低下が著しい。600℃焼もどしの場合も遷移温度の低下する傾向はみられるが、それほど顕著ではない。なお、前述のFig.4の例のように、同じ焼もどし条件の下では、MA処理材の焼もどしかたさは通常熱処理材よりR_cで1~3かたく、より低い遷移温度を示した。このことはまたMA処理による強靱化の達成とみなすことができる。

4. 結果の検討

前述のように、MA処理は衝撃強さや遷移温度に複雑な影響をおよぼすが、それはMA処理が試片の巨視的ならびに微視的破壊挙動に変化を与えることに起因する。しかるに微視的な破壊挙動への影響因子としては、外的条件では試験温度が挙げられ、内部組織の因子では結晶粒の形状、大きさ、炭化物の析出位置とその形状、および分散状態などが挙げられ、巨視的な破壊挙動には、縞状組織や非金属介在物の存在状態あるいはmechanical fiberなどの加工組織が大きな影響をおよぼす。以下にMA処理による試片の破壊挙動の変化と衝撃強さの関係について考察しよう。

4.1 微視的破壊挙動 はじめに室温で破壊させた試片の微視的な破壊の様相について述べよう。衝撃破面は、巨視的には繊維状破壊(fibrous fracture)、放射状破壊部(radial fracture)およびせん断線(shear lip)から成るが、室温で試験した試片の破面は、焼もどし温度の如何にかかわらず中央部まで繊維状破壊であることがわかったので、この繊維状破壊部の微視的な様相を観察し比較することにした。Fig.10はNi-Cr鋼の通常熱処理材のフラクトグラフの例である。焼入れのまま、300℃および600℃焼もどし材ともに大小の不均一なディンプル(dimple)から成る延性破壊である。Fig.11は58%MA処理したLS試片のフラクトグラフの例である。ディンプルで構成された延性破壊であるが、ディンプルの大

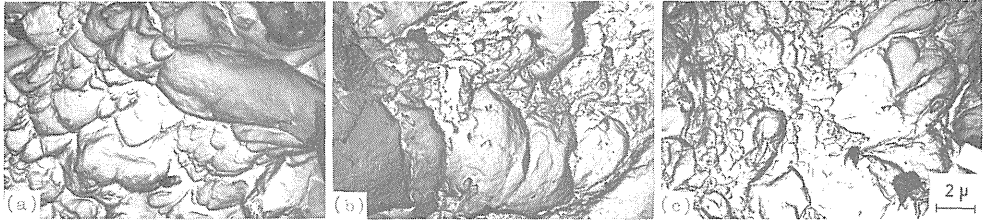


Fig.10 Fractographs of CHT specimen tested at room temperature (steel, SNC2)
 (a) as-quenched (b) 300°C×1h tempered
 (c) 600°C×1h tempered

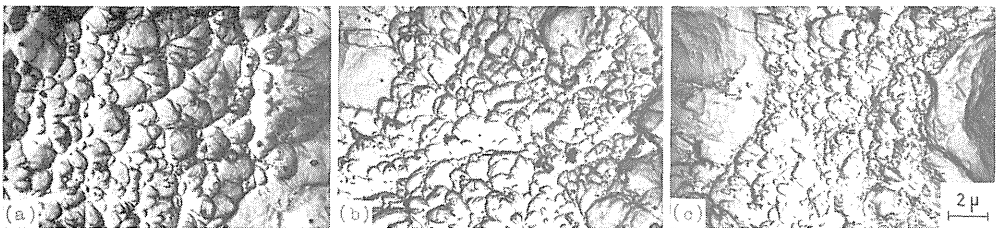


Fig.11 Fractographs of 58% modified-ausformed specimen tested at room temperature (orientation, LS, steel SNC2)
 (a) as-quenched (b) 300°C×1h tempered
 (c) 600°C×1h tempered

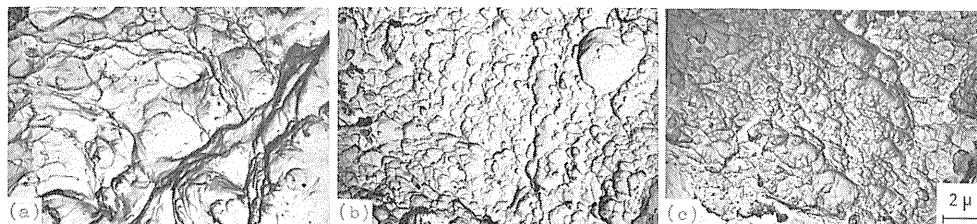


Fig.12 Fractographs of 56% modified-ausformed specimen tested at room temperature (orientation, LS, steel SNCM8)
(a) as-quenched (b) 300°C×1h tempered
(c) 600°C×1h tempered

きさが比較的均一で小さく、焼もどし温度の上昇によりディンプルが小さくなる傾向がみられる。Fig.12はNi-Cr-Mo鋼の場合で56% MA処理したLS試片の例である。Fig.11に示したNi-Cr鋼と同様の傾向を示している。また、Fig.13は60% MA処理したLT試片のフラクトグラフの例である。やはり小さなディンプルから成る延性破壊である。高温焼もどしてLS試片とLT試片の衝撃強さの相違を示すような微視的破壊挙動の相違は何ら認められない。

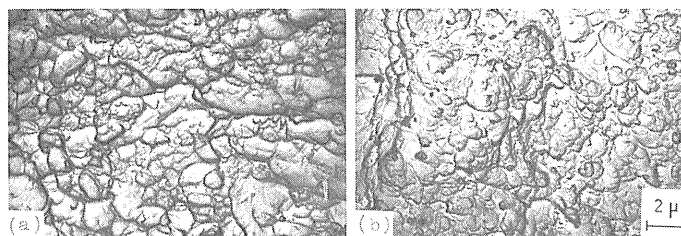


Fig.13 Fractographs of 60% modified-ausformed specimen tested at room temperature (orientation LT, steel SNCM8)
(a) 300°C×1h tempered (b) 600°C×1h tempered

このように室温で破壊させた試片の微視的破壊の様相は、通常熱処理材、MA処理材の試片の方位によらず延性粒内破壊である。ただし、通常熱処理材に比べMA処理材のディンプルは微細なものが多く、この点MA処理材の方が靱化に対して有利な破壊挙動と言えよう。しかるに今までに示したものと多少異なった破壊模様を示した場合がみられた。その例をFig.14に示す。これはNi-Cr鋼を39% MA処理したLS試片の例である。図中の矢印は非金属介在物を示している。長くのびた介在物周辺は広い範囲にわたってほとんど模様が見られない。この部分は、後述するが、破面内部に至る割れの部分であり、非金属介在物とマトリックスの界面ではく離れたものと考えられる。

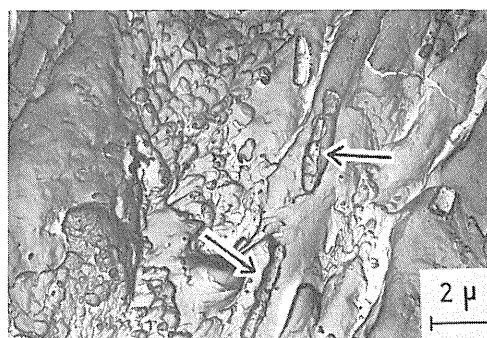


Fig.14 Fractograph of 39% deformed specimen tested at room temperature (orientation LS, tempering 600°C×1h, steel SNC2)

つぎに、液体窒素温度(−196℃)で試験した場合の破壊の微視的様相を示そう。Fig.15は300℃焼もどし材

の走査電顕によるフラクトグラフの例である。通常熱処理材は、粒界破壊、へき開破壊および擬へき開破壊が主であり、ごく一部に延性破壊があらわれている。これに対し MA 処理材は、擬へき開破壊と延性破壊の混合状態を示している。また、Fig.16 は 600℃ で焼もどした試片のフラクトグラフの例である。通常熱処理材は、へき開破壊、擬へき開破壊とわずかなディンプルから成るが、MA 処理材は、かなりの部分が延性破壊であり、擬へき開破壊はわずかに観察されるだけである。このような MA 処理による破壊挙動の変化は液体窒素温度における衝撃強さの向上によく対応している。

上述のように MA 処理によってディンプルが微細になり、低温でもへき開破壊を起しにくくなるのは、MA 処理による微細組織の改善に負っている¹¹⁾。

4.2 破壊におよぼす加工組織の影響 前述のように、MA 処理によって試験温度 -196℃ における微視的な破壊挙動が変化することが明らかになった。しかし、室温で破壊させた試片の微視の様相は、通常熱処理材、MA 処理材の LS、LT 試片間ほとんど相違がみられない。しかるに高温焼もどしては、通常熱処理材に比べて LS 試片の衝撃強さが高く、LT 試片で低くなり、焼もどし温度の高いほど顕著になる傾向がある。したがって、この傾向は微視的な破壊挙動よりもむしろ mechanical fiber 等の加工組織に強い影響を受けているものと考えられる。しかも MA 処理材の切欠きと圧延面の相対的な方位関係によって衝撃強さが異なることは、き裂伝ばに対する加工組織の存在状態の強い影響を示唆している。

Fig.17 はオーステナイト結晶を示すもので縦断面内で観察したものである。MA 処理材のオーステナイトは、加工

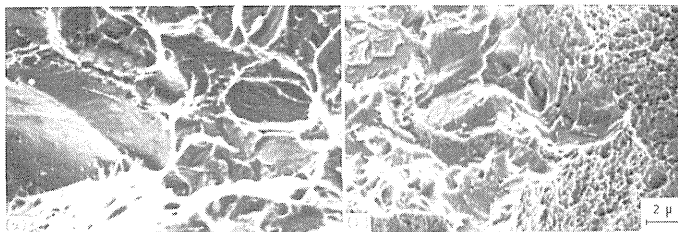


Fig. 15 Fractographs of specimens tested at -196°C , viewed by scanning electron microscopy (tempering $300^{\circ}\text{C}\times 1\text{h}$, steel SNC2)
(a) CHT (b) 54%-deformed, orientation LS

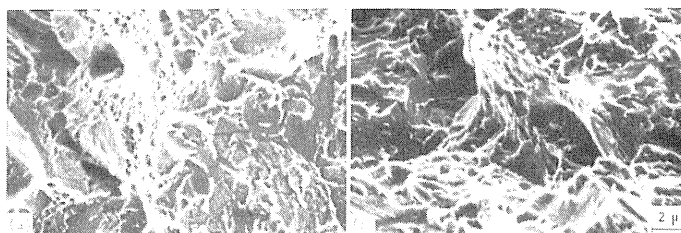


Fig. 16 Fractographs of specimens tested at -196°C , viewed by scanning electron microscopy (tempering $600^{\circ}\text{C}\times 1\text{h}$, steel SNC2)
(a) CHT (b) 54%-deformed, LS orientation

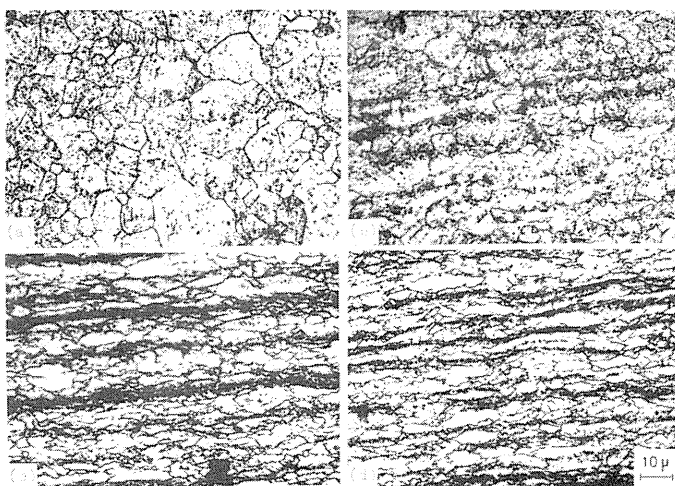


Fig. 17 Prior austenite grain structure in the longitudinal section (steel SNC2)
(a) CHT (b) 40%-deformed (c) 54% (d) 60%

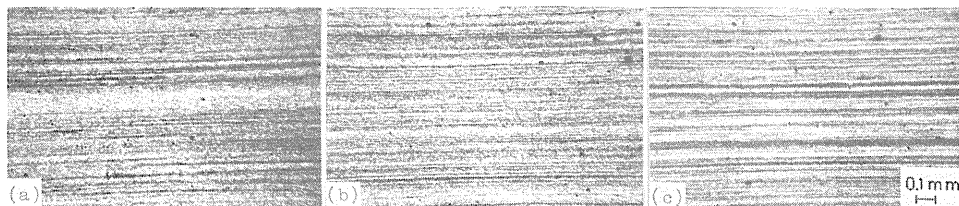


Fig.18 Banded structure in the longitudinal section of 48% modified-ausformed specimen (steel SNC2)
(a) tempering 300°C×1h (b) 500°C×1h (c) 600°C×1h

方向(左右)に長く伸びた状態を示し、再結晶していない。また、Fig.18は圧延面に垂直な縦断面内の加工組織を示すものであり、圧延方向(左右)に多数の条をなす帯状組織を示している。この帯状組織は、ピクリン酸飽和水溶液 15 cc, ドデシルベンゼン・スルホン酸ソーダ 10%水溶液 1.7 cc, 10%塩化第2鉄水溶液 0.5 ccを混合した腐食液を用い、温度15°Cで現出させたものである。この帯状組織は、焼もどし温度 600°Cの場合約40分の腐食で現われるのに対し、焼もどし温度の低下とともに現われにくくなり、300°C焼もどし材では2時間の浸漬を必要とした。また、この帯状組織は、MA処理における加工度の増加によって密になる傾向を示した。

ここでこれらの加工組織の試片破壊挙動への影響について述べよう。室温で破壊させた試片は、低温焼もどしの場合、通常熱処理およびMA処理によって巨視的な破壊挙動に大きな相違はみられなかった。高温焼もどしの場合、Fig.19(a)に示すようにLS試片には圧延面に平行でき裂伝ば方向に直角に破面内部に至る割れ(層状破壊, デラミネーション⁷⁾(delamination))があらわれ、またLT試片には(b)のように圧延面に平行でき裂伝ば方向に平行に破面内部に向う割れ(はく離破壊, セパレーション^{17),18)}(separation))があらわれるようになり、(a)のようなデラミネーションは焼もどし温度の高いほど顕著にあらわれた。Fig.20にデラミネーションおよびセパレーションを縦断面した場合の輪郭を示す。(a)はき裂阻止型のLS試片のデラミネーションであり、(b)はき裂分割型のLT試片のセパレーションである*。この層状割れの部分を拡大して示したのがFig.21である。き裂がA部のようにmechanical fiberを横切る部分とBで示すように

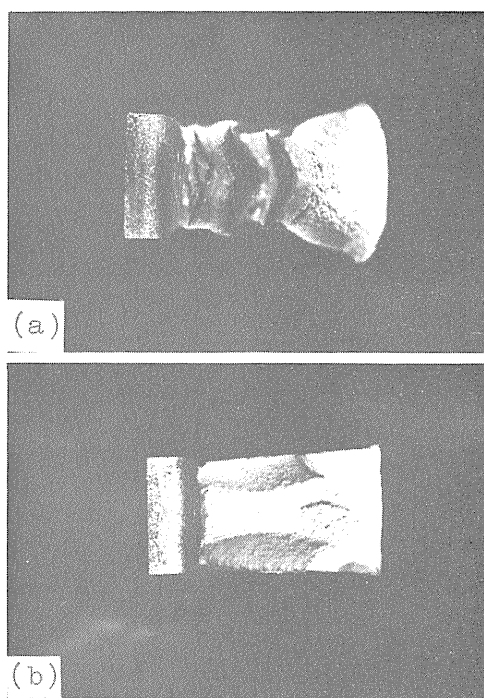


Fig.19 Fracture appearance of modified-ausformed specimens tested at room temperature (steel SNC2).
(a) 58%-deformed, LS orientation
(b) 57%-deformed, LT orientation

mechanical fiberに沿って割れる部分がある。mechanical fiberに沿った割れは、圧延によって長く伸びた非金属介在物とマトリックスの界面で発生しており(Fig.

* delamination, separationは両者とも発生原因は同じであり通常は区別しないが、本報告では、き裂阻止型の場合を delamination, き裂分割型の場合を separation のように区別して取扱う。

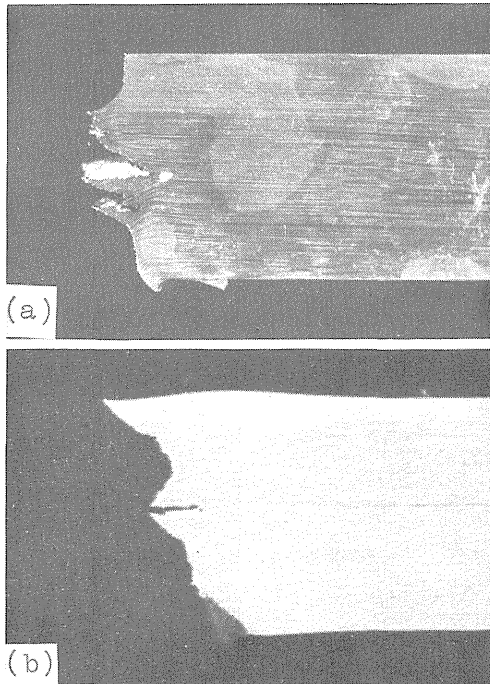


Fig.20 Fracture profiles of modified-annealed specimens (steel SNC2)
 (a) 58%-deformed, LS orientation
 (b) 51%-deformed, LT orientation

14), 非金属介在物が圧延面に平行な面に広がり, 圧延方向に長くのび弱い界面を形成するものと考えられる。LS 試片のデラミネーションは, き裂先端の 3 軸応力のうちのき裂伝ば方向に平行な応力成分によって圧延面に平行な面ではなく離れることがその発生機構である。デラミネーションの発生は, 主き裂の伝ば方向を複雑に変化させるとともに主き裂の発生過程を増すことになり, このことは, き裂が全断面を単純に伝ばする場合より大きなエネルギーを必要とすることになる。^{16),19),20)} 焼もどし温度が高くなるにつれて LS 試片の衝撃強さが増すのはこのデラミネーションの発生傾向と定性的によく合致する。しかるに LT 試片では, き裂先端の 3 軸応力のうちの切欠き溝方向の応力成分によって圧延面に平行な面ではなく離が発生する。同じ材料の場合でも試片厚さの減少によって衝撃強さが低下する現象があり, ^{16),19),21)} き裂分割型の LT 試片の場合, セパレーションによって試片がより小さい厚さの試片に分割されるため, 全体の衝撃強さは, セパレーションの発生のない場合より小さくなるものと考えることができる。このような考え方は, 主き裂が伝ばする前

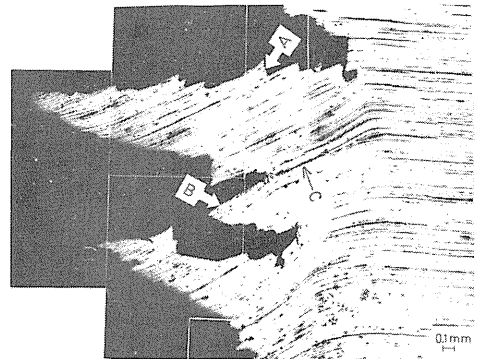


Fig.21 Detail of fracture profile of 58% deformed specimen (Fig.20 (a))

に圧延面に平行な面ではなく離が生ずることを前提とするが, この前提は Fig.21 の C で示されるように主き裂が伝ばした破面内部に圧延面に平行に mechanical fiber に沿った割れの存在によって実証されている。

低温焼もどし材の場合も帯状組織の存在することから考えると, MA 処理材はやはりデラミネーションやセパレーション発生に対する素質を備えているが, マトリックスのき裂伝ばに対する抵抗が低いため, デラミネーションやセパレーション発生のための応力が十分に上昇しないうちに主き裂が試片の全断面を通過してしまうものと解釈され, その圧延面に平行な面ではなく離が生じないのである。したがって低温焼もどしの場合, 衝撃強さは主として微視的な破壊挙動に支配されることになり, このことは前述の結果に明瞭にあらわれている。mechanical fiber のような加工組織は, マトリックスの延性や靱性のかなり回復した高温焼もどしの場合にのみ衝撃強さに有効に作用したり, あるいは悪い影響をおよぼしたりするのである。

デラミネーションやセパレーションは, 上述のような過程で上部シェルフ領域の衝撃強さを変化させるが, それらの発生はまた, き裂先端の応力の 3 軸性を緩和させ, 平面応力に近い状態となり, ²²⁾ へき開破壊の発生を抑制する。このことは, MA 処理による結晶の微細化と相まって靱性に対する有利な点であり, 前述の MA 処理材の -196℃における微視的破壊挙動の変化によくあらわれている。

5. むすび

機械構造用合金鋼の中から Ni-Cr 鋼および Ni-Cr

—Mo 鋼を選びその衝撃特性におよぼす modified ausforming の影響を調べた。おもな結果をまとめると次のようになる。

- (1) 高温で焼もどされた modified ausforming 材は、き裂阻止型の方位で衝撃強さの向上が得られ、そのためかたさと衝撃強さの組み合わせが改善され、強靱化が達成される。しかし、高温焼もどし範囲における MA 処理材のき裂分割型の方位では、衝撃強さが悪化する。同じ加工方向にとった試片でも切欠きと圧延面の方位関係で衝撃強さに異方性が存在する。
- (2) 遷移温度は modified ausforming によって低下する傾向を示し、その度合は低温焼もどし材で顕著である。
- (3) 室温で破壊させた試片の破壊の微視の様相は、MA 処理によって dimple の微細化および均一化が達成されるが、破壊モードに変化を生じない。しかるに、液体窒素温度における破壊では、MA 処理によってへき開破壊を起しにくくなり、この温度でもディンプル破面と擬へき開破壊が多く延性的破壊の傾向が強かった。
- (4) MA 処理材には高温焼もどしの場合にデラミネーションやセパレーションが発生した。き裂阻止型方位にあらわれるデラミネーションは衝撃強さを増し、き裂分割型方位に発生するセパレーションは衝撃強さを悪化させる。不純物元素を含有する実用鋼では、MA 処理によって微細組織の改善が得られるが、同時に加工組織の発達によって衝撃強さはその影響を強く受ける。

参 考 文 献

- 1) 田村, 鉄鋼材料強度学, 日刊工業新聞社(昭和44年), 181.
- 2) 前田, 鍛造焼入れ, 日刊工業新聞社(昭和42年), 60.
- 3) Bock, R. A. and Justusson, W. M., *Metal Progress*, 94-6(1968), 107.
- 4) Kura, E. B. and Dhosi, J. M., *Trans. ASM*, 52(1960), 321.
- 5) 細井, 鉄と鋼, 48(1962), 1487.
- 6) 荒木ほか2名, Proc. Inter. Conf. on "Toward Improved Ductility and Toughness" (Oct. 25, 1971), 163.
- 7) Yen, C. M. and Stickels, C. A., *Metal. Trans.*, 1(1970), 3037.
- 8) 武井ほか3名, 日本金属学会誌, 31(1967), 31.
- 9) Kalish, D. and Cohen, M., *Trans. ASM*, 62

(1969), 353.

- 10) 山田, 日本金属学会誌, 35(1971), 689.
- 11) 大森, 川又, 日本機械学会論文集, 43(1977), 2404.
- 12) 大森, 熱処理, 13(1977), 138.
- 13) Almond, E. A., *Metal. Trans.*, 1(1970), 2038.
- 14) Heiser, F. A. and Hertzberg, R. W., *JISI*, 206(1971), 975.
- 15) Morrison, W. B., *Metal. Technology*, 2(1975), 33.
- 16) Embury, J. D. et al, *Trans. AIME*, 239(1967), 114.
- 17) 山口ほか3名, 鉄と鋼, 60-11(1974), S554.
- 18) 飯野, 鉄と鋼, 63(1977), A49.
- 19) Floreen, S, et al, *Trans. AIME*, 245(1969), 2529.
- 20) Stokes, R. J. and Li, C. H., *Trans. AIME*, 230(1964), 1104.
- 21) 三好ほか3名, 鉄と鋼, 60-4(1974), S217.
- 22) Kapadia, B. M. et al, *Trans. ASM*, 55(1962), 389.

討 論

〔質問〕 柴田孝夫(指名)

1. Fig.11(c) 600°C×1h・temperの場合ディンプルは小さくなるが断層的な部分もみられる。これは温度によってこのような変化過程があるのではないですか。そのような傾向も(b)の左側にも少しあるようで、断層のあらわれる傾向もでていないのではないですか。如何?
2. P.66,13行目。「微視的な破壊挙動」とはもう少し具体的に記述されたい。すなわちP.62に記述した現象が微視的にでるという意味ですか。あるいは他にそれらの現象の前の段階でのことを意味するのですか。

〔回答〕

1. 「断層的な部分」といわれるのはFig.14にみられるような平坦な部分と思われませんが、ここで言っているのはディンプルのことについてだけです。
2. 「微視的な破壊挙動」とは、delaminationやseparationなどの準微視的あるいは巨視的破壊の様相に対して用いている言葉であり、粒界破壊やディンプル・サイズなどを問題とする破壊挙動の範囲です。