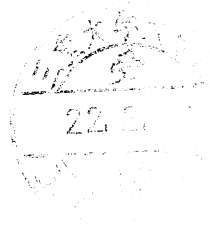


修士論文

鋼板の通電加熱急冷過程における打抜きせん断特性



指導教官 牧 清二郎 教授

平成 21 年度

三重大学大学院工学研究科
博士前期課程 機械工学専攻

服部 隆

目次

第 1 章	緒言	1
第 2 章	プレス加工用薄鋼板	2
第 3 章	試作装置	9
3.1	試作装置概要	9
3.1.1	実験装置	9
3.1.2	通電加熱装置	14
3.2	装置の動き	15
3.2.1	加熱過程	15
3.2.2	冷却過程	18
第 4 章	実験方法	22
4.1	実験材料	22
4.2	実験条件	26
4.2.1	SAPH440	26
4.2.2	SUS304	27
4.2.3	NHPC-1500	28
4.3	測定方法	29
4.3.1	切断面性状	29
4.3.2	ビッカース硬さ試験及び組織観察	33

第5章	実験結果及び考察	35
5.1	予備実験	35
5.1.1	投入電力量と温度の関係	35
5.1.2	冷却時間と温度の関係	35
5.2	SAPH440 の場合	37
5.2.1	打抜き実験結果	37
5.2.2	切断面性状	44
5.2.3	組織観察	53
5.2.4	ビッカース硬さ試験	56
5.3	SUS304の場合	60
5.3.1	打抜き実験結果	60
5.3.2	切断ディスク高さ	63
5.4	NHPC-1500の場合	64
5.4.1	打抜き実験結果	64
5.4.2	切断面性状	67
5.4.3	組織観察	73
5.4.4	ビッカース硬さ試験	77
5.5	冷却シミュレーション	80
5.5.1	一次元伝熱解析	80
5.5.2	二次元伝熱解析	84
第6章	結言	89

参考文献

謝辞

第1章 緒言

環境問題の深刻化を受け、自動車産業でもより環境に配慮した自動車の開発がされている。最近では特に CO₂ 排出削減，燃費性能向上を目的とした車体軽量化と衝突安全性向上の両立が自動車産業における最も重要な課題の一つであり，これらの相反する要求を同時に満足させるための一つの手段として比強度の高い高張力鋼板の自動車部品への適用が拡大している¹⁾。

しかし高張力鋼板は高強度ゆえに，冷間プレス成形では，成形荷重が大きい，スプリングバックが大きいといった問題がある²⁾。それゆえ，熱間プレス成形の適用，及びさらなる高強度化を狙った，金型による冷却で焼入れを行うダイクエンチとの融合に高い関心が集まっている。この熱間プレス/ダイクエンチ工程での素板の加熱に，現行法である炉を用いた加熱に変わる加熱方法として，直接通電による抵抗加熱の適用の可能性が検討されており，これまでに，加熱時間がきわめて短いことに関連した材料面での配慮などが明らかにされてきている³⁾。この通電加熱を利用すれば 1.1 秒の通電(電流密度 100A/mm²)で矩形板の鋼板を約 900℃に加熱可能である。プレス成形品では成形後にトリミングや穴あけ加工が要求されることが多い。実際の工場のラインでは，レーザー加工で対応しているが，レーザーはコストがかかり，また工場の敷地を多く必要とする。この加工をプレス加工で対応しようとする，ダイクエンチ後では焼きが入っているため，適用が困難である⁴⁾。そこで焼きが入る前の冷却過程でトリミングや穴あけ加工を行う必要があるが，どのタイミングで打ち抜くのが適当かといったことは明らかではない。

そこで本研究では，オーステナイト域に通電加熱した鋼板に対して，その後の急冷過程の各段階で円穴の打抜き試験が可能な実験装置を試作し，それを用いて試験を行い，打抜き温度による打抜き荷重と切断面性状の変化について調べた。また，その後の試料について硬さ試験，組織観察を行った。

第2章 プレス加工用薄鋼板¹⁾

薄鋼板は成形性に優れ、プレス加工用として最も広く使われている材料である。種類は多岐にわたるが、大別すると熱間圧延鋼板と冷間圧延鋼板とに分けられる。

強度の点からは軟鋼板と高張力鋼板、鋼種としては普通鋼、特殊鋼、ステンレス鋼などに分類される。機能から分類すると表面処理鋼板、高鮮映性鋼板、高加工性高張力鋼板、軽量複合鋼板、制振鋼板、超成形性鋼板、プレコート鋼板などがある。用途も自動車、電気、機械、家具、容器、建材など広い分野にまたがっており、例えば自動車産業では年間1000万トンを超える薄鋼板が使われている。

(a) 熱間圧延鋼板

<種類>

熱延鋼板はホットストリップミルで熱間圧延された板厚 1.2～16mm の鋼板で，用途は自動車，建設，造船，パイプ素材，電機，産業機械，鉄道車両，容器と幅広い．表面は黒皮と呼ばれるスケールで覆われているが，プレス加工用は酸洗により除去されている．冷延鋼板に比べて，成形性が劣るが，最近はコスト削減のために冷延鋼板に替わって使われるようになり，成形性に優れた熱延鋼板の開発も進んでいる．

<成形性>

冷延鋼板と比べて，熱延鋼板は表面性状が悪い，成形性が劣る，材料特性のばらつきが大きいなどの欠点があるが，強度レベルが広い，耐候性・耐海水性などの多様な性質を有する材料が製造できる．価格も安いことから広く使われる．

製造プロセスの制限から冷延鋼板と比べ金属組織的な調整の自由度が低く，プレス成形性に関連する特性が劣る．

(b) 冷間圧延鋼板

<種類>

冷間圧延鋼板は熱延板を酸洗して酸化膜を除去し、常温で圧延し、再結晶焼きなまし後、調質圧延を経て 0.15～3.2mm の厚さに仕上げられた鋼板である。表面性状がきれいで寸法精度が高く、さらに成形性にも優れており、プレス加工用として最も広く使われている材料である。成形性の観点から

- ① 一般用, CQ(Commercial Quality)
- ② 絞り用, DQ(Drawing Quality)
- ③ 深絞り用, DDQ(Deep Drawing Quality)
- 非時効性深絞り用, (Non-Aging Deep Drawing Quality)
- ④ 硬質用, (Structural Quality)
- ⑤ 高張力鋼板, (High Strength Steel Sheet)

と体系化されている。

<冷延鋼板の材料特性>

冷延鋼板は冷間圧延後の焼きなましと調質により、金属組織の制御を行えるため、プレス成形に必要な特性を得ることができる。寸法精度や材料特性のばらつきは小さく、熱延鋼板と比べ成形性に優れている。

<成形性>

冷延鋼板のプレス加工では、破断とともにしわや面ひずみなどの形状不良、スプリングバックによる寸法精度不良が大きな問題になる。これは使用される鋼板の板厚が比較的薄いためである。降伏点が低いほど、なじみ性、形状凍結性は良くなる。

(c) 高張力鋼板

<種類>

地球環境保全のための CO₂ 排出量規制と省エネルギーを実現するための軽量化，安全対策の強化など，鋼板を多く使う自動車への社会的要請から，高張力鋼板の使用が積極的に展開されている．強度が高くなると，一般には延性が低下し，プレス加工が難しくなるが，成形性を改善した多種類の高張力鋼板が開発されてきた．

代表的な強化機構は，固溶強化，析出強化，組織強化であるが，結晶粒微細化による強化もある．

<材料特性>

高張力鋼板の強度レベルは，強化機構により異なるが，強度が同じでも延性が異なる．強度の上昇とともに延性は劣化する．比較的強度の低い材料は固溶強化による．析出強化型の高張力鋼板は，成形性は若干劣るが製造できる強度範囲が広い．組織強化型の高張力鋼板は，同じ強度レベルの材料のなかで延性が高い．

<自動車車体への高張力鋼板の使用状況>

高張力鋼板の利用は自動車車体が最も多い．車体への適用の主要な理由は軽量化効果，衝突時の安全対策，対デント性向上，板厚減少による原価低減，疲労強度などの耐久性向上などが挙げられる．

自動車車体に使われる高張力鋼板の強度－延性バランスと使用部位の関係を図 2.1 に示す．図中に示した矢印はそれぞれの部位で今後の使用が検討されている強度レベルを示す．部位により使われる材料の種類も決まってくる．

我が国における高張力鋼板の自動車車体への利用は，1970 年代の石油危機を契機に世界に先駆けて積極的に進められ，現在ホワイトボディ重量の 30～45% は高張力鋼板である．

外板パネルでは，クォータパネルを除いてほとんどの部品が高強度化されている．板厚 0.7mm を主に，引張り強さ 340MPa 以下の鋼板が使われている．張り剛性確保のために，大

幅な薄肉化は難しいが、さらに高強度の材料の適用も検討されている。また、耐デント性向上のために、成形・組立後の塗装焼付け工程でひずみ時効により降伏点が上昇する焼付硬化型 BH 鋼板が使われることが多い。

内板は形状が複雑で成形が難しい部品が多く、剛性確保のために大幅な薄肉化がしにくいことから、外板部品と比べ高張力鋼板の採用率は低いが、TS が 340～590MPa 級の材料が使われている。

メンバ類・サスペンションでは高張力鋼板がかなり使われており、安全対策推進のために使用強度はさらに高くなりつつある。強度レベルは TS440～780MPa 級であり、980MPa 級材料の適用も視野に入っている。

ドアインパクトビームやバンパレイnfォースメントなどの補強部材では TS が 1180MPa を超える超高張力鋼板も採用されている。

車体用高張力鋼板の強化タイプは主として、TS が 440MPa 以下の高張力鋼板は固溶強化型、590MPa 級は析出強化型、590MPa 以上の材料は、DP あるいは TRIP 型である。

<成形性>

降伏点や引張り強さなどの強度が上がることにより、しわや面ひずみなどの面形状不良、スプリングバックなどの寸法精度不良が発生しやすくなり、さらに延性の低下は張出し性や伸びフランジ性の劣化、曲げ破断限界の低下をもたらす。高張力鋼板利用による薄肉化も成形不良現象を助長する。

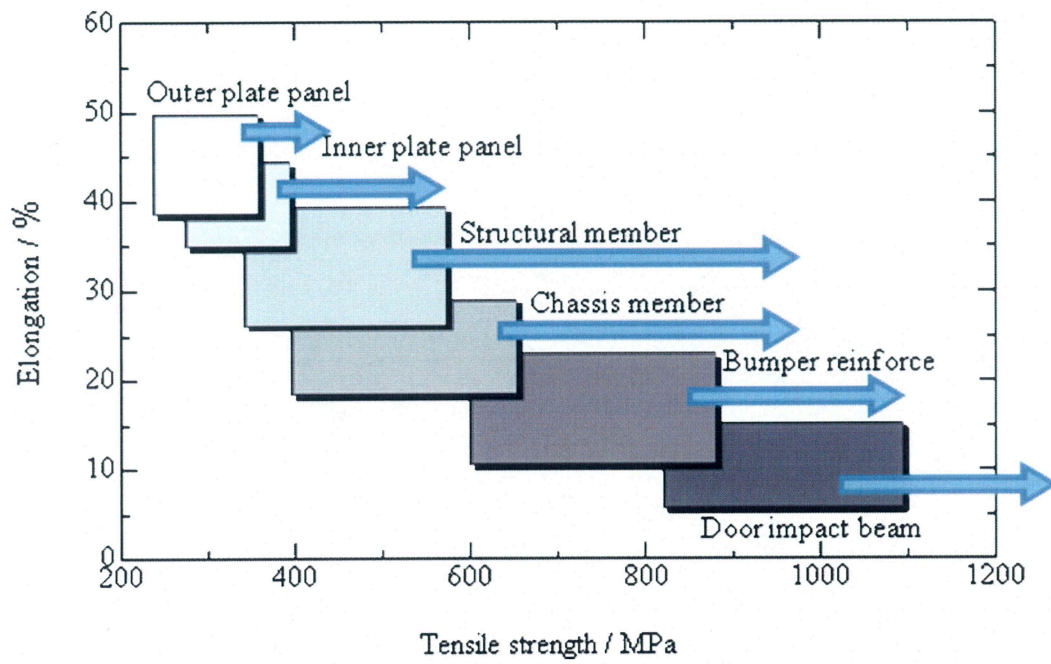


Fig.2.1 Relationship between high-tensile strength steel characterization and auto body use components

(d) オーステナイト系ステンレス鋼

18%Cr-8%Ni の SUS304 に代表されるオーステナイト系ステンレス鋼は、銅やアルミニウムなどと同じ面心立方格子構造有す非磁性材料である。フェライト系に比べ、耐食性、耐熱性、加工性、溶接性に優れ、幅広く使われている。フェライト系の弱点であるリジングや、二次脆性割れは生じない。

オーステナイト系はオーステナイト相が安定なものと、不安定なもの（SUS304 など）とに分けられる。不安定オーステナイト系では、常温での変形で加工誘起マルテンサイト変態を起こし、一部のオーステナイト相が α' マルテンサイト相に変わる。この変態により、材料特性、成形性は大きく変化する。

オーステナイト系は加工硬化が大きく、伸びも大きいので張出し性は優れている。フェライト系と異なり、集合組織制御による r 値向上が図れないため縮みフランジ性は劣るが、加工硬化により強度が上昇し、パンチ肩部での破断が抑制され、 r 値から推定されるよりは厳しい深絞り加工ができる。強度が高いために、加工度の高い成形が難しい、スプリングバックが発生しやすい、形状性が悪いなどの問題が生じるため、数工程での成形、中間焼鈍を施す、最終工程でリストライクを行うなどの工程設計が必要である。

第3章 試作装置

3.1 試作装置概要

急冷過程の各段階で打抜き実験が可能な実験装置を作成した。以下にその詳細を示す。

3.1.1 実験装置

本研究で使用した通電加熱打抜き装置を図 3.1 にその概略を図 3.2 に示す。実験装置は 18kN (1.8t) の油圧サーボプレス内に設置している。加熱用交流電源から出力されている通電加熱完了信号をサーボプレスへ入力し、加熱完了と同時にタイマーが作動し、その設定（冷却時間、保持時間、変位）に従って打抜きを行う。パンチ、ダイスの材質は SKH（ハイス鋼）であり、パンチの直径は 10mm、ダイスの内径は 10.27mm である。銅板電極の上に試験片をセットし、上から接触ピンで押し付けることで電極と試験片との電氣的接触を確保し、通電加熱を行う。試験片の冷却は下側のダイ、ダイホルダと上側のシートホルダとの間に試験片を挟み込んで行う。試験片の挟み込み力は、実験装置上部に取り付けたバネによって発生させている。このバネを交換することによって、試験片の冷却速度を変化させることが可能である。本研究においては、バネによる試験片の挟み込み力を一律 7.5 kN としている。打抜き荷重はパンチ上部に貼付したひずみゲージにより測定し、試験片の温度は K 種熱電対を試験片の側面にスポット溶接して測定した。また、変位制御は装置のフレーム部に取り付けた変位計を用いた。

<打抜き荷重測定方法>

打抜き荷重の測定にはひずみゲージを用いた。ひずみゲージはパンチ上部（図 3.3）に接着剤を用い、8 枚貼り付けた。そうすることでパンチそのものがロードセルとなり、打抜き荷重を検出することができる。このゲージ法は 4 アクチブゲージ法⁵⁾（図 3.4）と呼ばれる。

＜温度測定方法＞

試験片の温度測定には、線径が 0.1mm の K 種熱電対を用いた。本来ならば、パンチで打ち抜く箇所と同じである試験片表面の中心近傍に熱電対を取り付けることが望ましい。しかし、取り付けた熱電対のリード線が試験片とシートホルダの間に挟まり、試験片の冷却を邪魔するという問題を避ける必要があった。そこで、本研究ではやむを得ず図 3.5 に示すように、試験片の長手方向側面の中心にスポット溶接で接続した。念のため、予備実験の加熱温度測定では、中心と側面の二つの場所に熱電対を接続し、加熱過程における試験片の中心と側面の温度の違いを確認したが、大きな差は認められなかった。以後の実験結果で示した打抜き温度については、上記のように測定した打抜き時の試験片温度とした。加熱過程においては、試験片が矩形版であるため通電加熱により均一加熱が可能で、打抜き温度の値は信頼性がある。ただ冷却過程においては、試験片の中心と側面の冷却の仕方が異なり、温度が同じではない可能性があり信頼性は不確かである。この冷却過程における試験片の側面と中心の温度差については、第 5 章のシミュレーションで確認した。

また実験では、熱電対のスポット溶接の接続不良による不良実験を抑制するために、2 つの熱電対を試験片側面の両側に接続した。

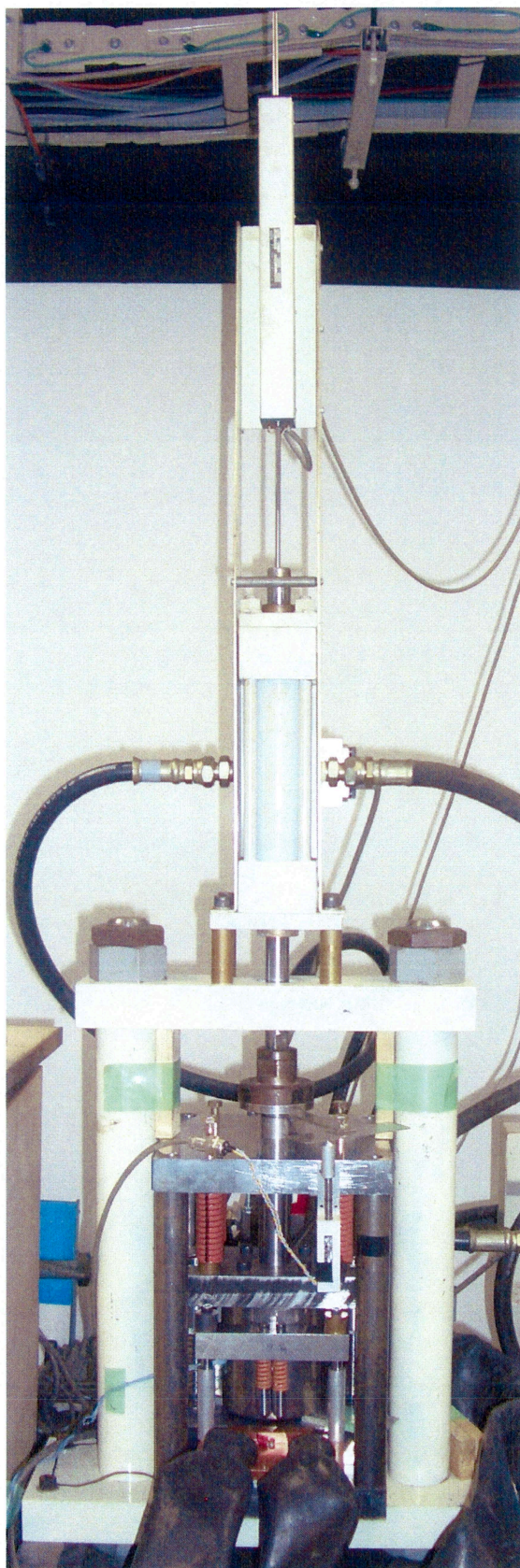


Fig.3.1 Experimental device used for punching test

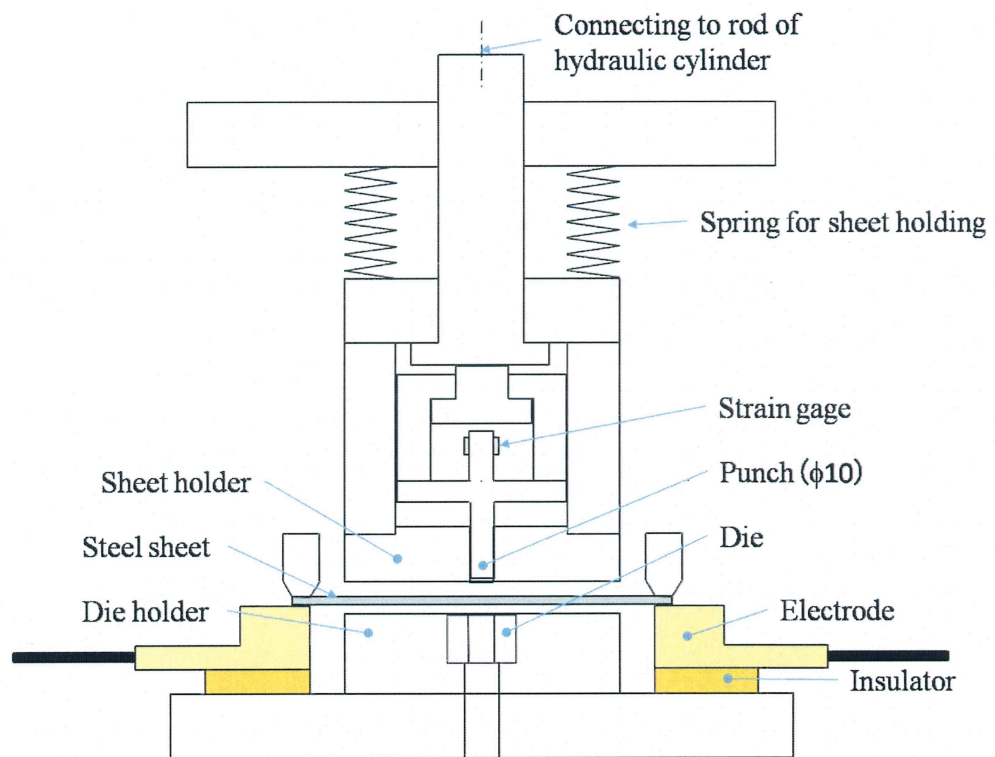


Fig.3.2 Schematic drawing of structure of experimental punching device

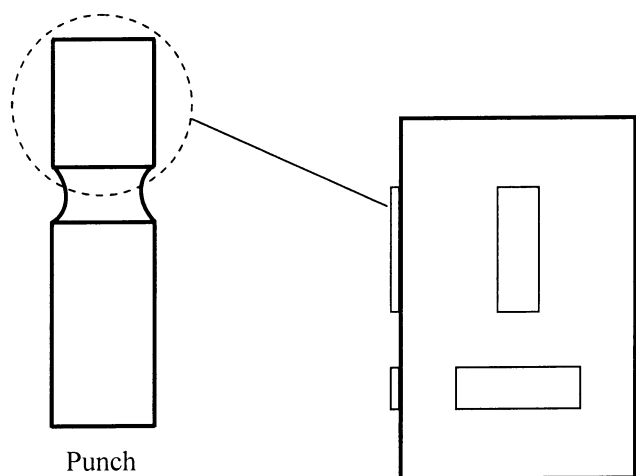


Fig.3.3 Strain gauge

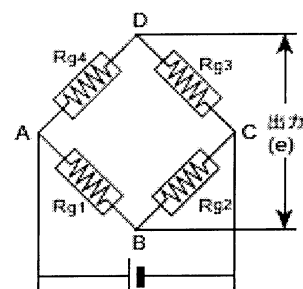


Fig.3.4 Four active gauge method

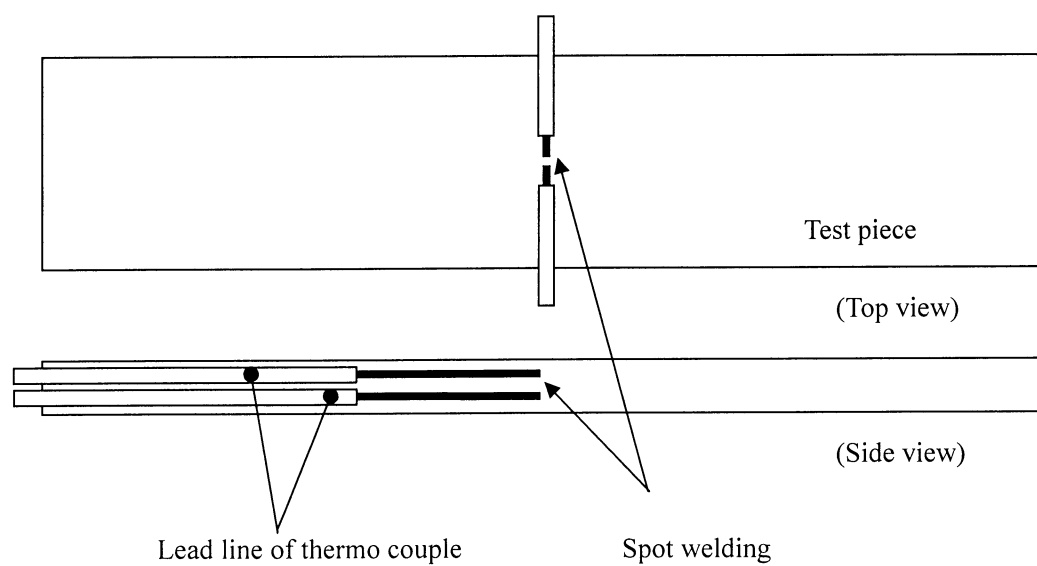


Fig.3.5 Location of attaching thermo couple

3.1.2 通電加熱装置

本研究では、試験片の加熱方法に通電加熱法を用いた。通電加熱とは、物体に直接通電することによりジュール熱の発生を伴うものであり、これは電流を流すことによりその物体のもつ電気抵抗によって電気エネルギーが熱エネルギーに変わる現象である。この現象を利用した加熱方法を通電加熱法と呼ぶ。通電加熱装置をプレス内に組み込むことで、プレスとの同期が可能であり、加熱、打抜きの一体加工が可能となる。また工場のラインで現行法として用いられている炉の加熱に比べ、搬送時の温度低下や、温度低下を補償するために高温に加熱することで起こる試験片表面の酸化を防ぐことが出来る。

本研究で使用した通電加熱装置を図 3.6 に示す。電極間距離は 120mm であり、試験片と電極の接触代は両端から 5mm である。試験片と電極の電氣的接触を確保するため、接触ピンを用い、試験片を電極に押し付けた。押し付け力は、接触ピン上部に取り付けたバネによるもので 980N（面圧 6.5MPa）である。加熱温度は、投入電力量と試験片温度との関係を予備実験より求め、得られた関係より投入電力量によって制御した。通電電圧は 10.84V である。通電には交流電源を用いており、試験片を 900℃まで加熱するのに約 1.1 秒と急速加熱が可能である。

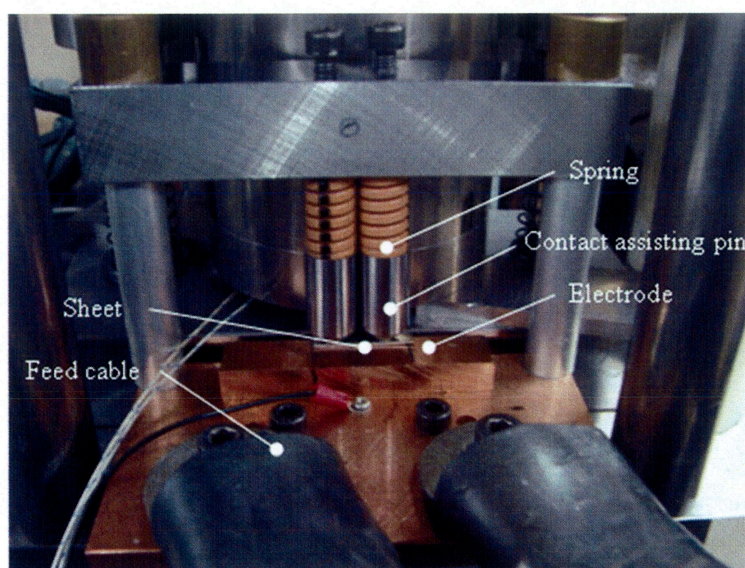


Fig.3.6 Resistance heating device

3.2 装置の動き

加熱過程及び冷却過程における実験装置の一連の動き，打抜き実験の手順について以下に示す．

3.2.1 加熱過程

加熱過程の打抜き実験における各段階でのシートホルダとパンチの試験片に対する相対位置関係を図 3.7 に示す．なお，シートホルダの位置とは試験片と接する鋼ブロックの面の位置であり，パンチの位置とはパンチ先端の位置である．

加熱過程の打抜き実験における装置の一連の動きを説明した簡略図を図 3.8 に示す．(a) は加熱プロセス，(b) は打抜きプロセスである．加熱過程の打抜き実験における装置の動きの詳細を以下に説明する．あらかじめ投入電力量，冷却時間 T_1 ，保持時間 T_2 ，変位制御の値を設定し，サーボプレスで図 3.8(a) に示すような初期状態にしておく．この時，シートホルダとダイ及びダイホルダとの間に隙間があるので，ここで試験片をセットする．接触ピンの押し付け力を発生させるために，通電加熱装置上部のボルトを締めておく．続いて，この状態で試験片に投入電力量制御にて通電し，所定の温度まで加熱する．設定した電力量が投入されると，加熱用交流電源から出力した通電加熱完了信号がサーボプレスへ入力され，通電が完了する．完了と同時にサーボプレスの油圧シリンダーのロッドが下死点まで下降し，試験片を打ち抜く（図 3.8(b)）．そして保持時間 T_2 が経過すると，油圧シリンダーのロッドは初期状態と同じ位置まで持ち上げられ，加熱過程の一連の動きが完了する．

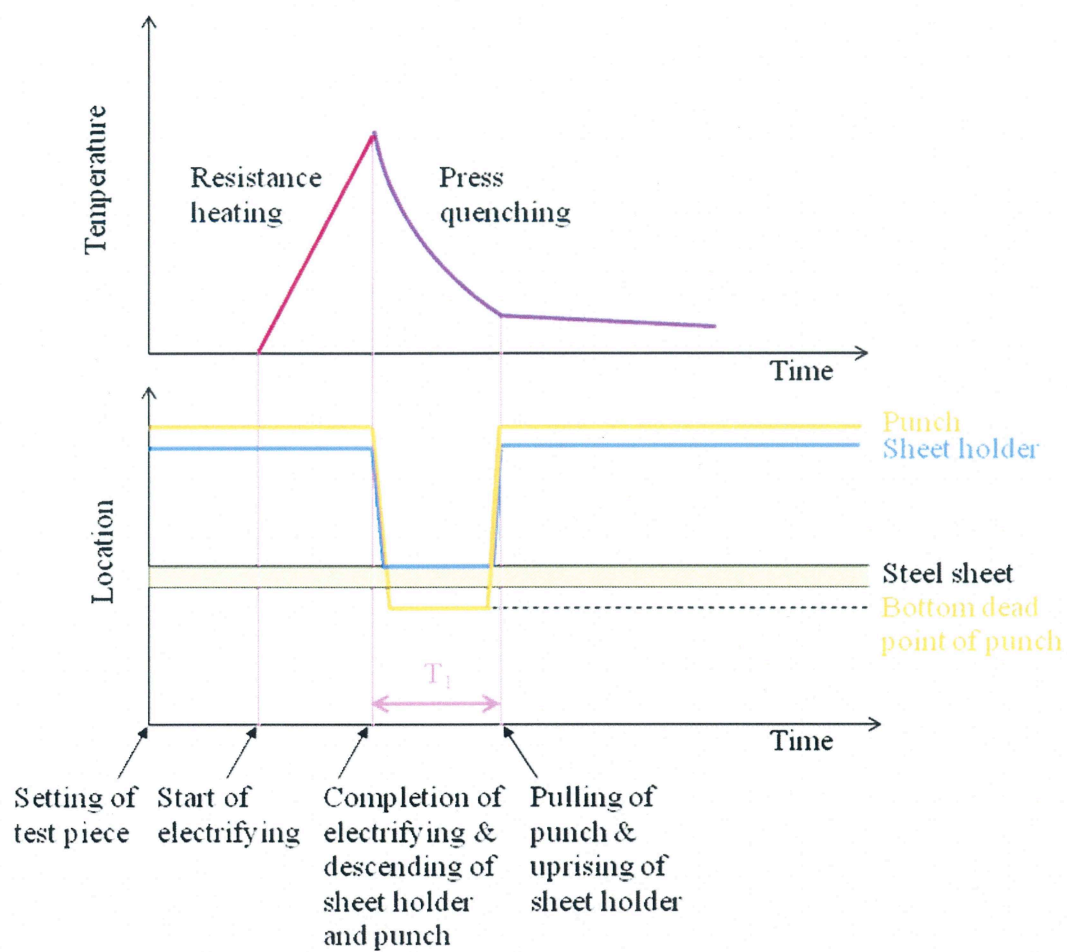
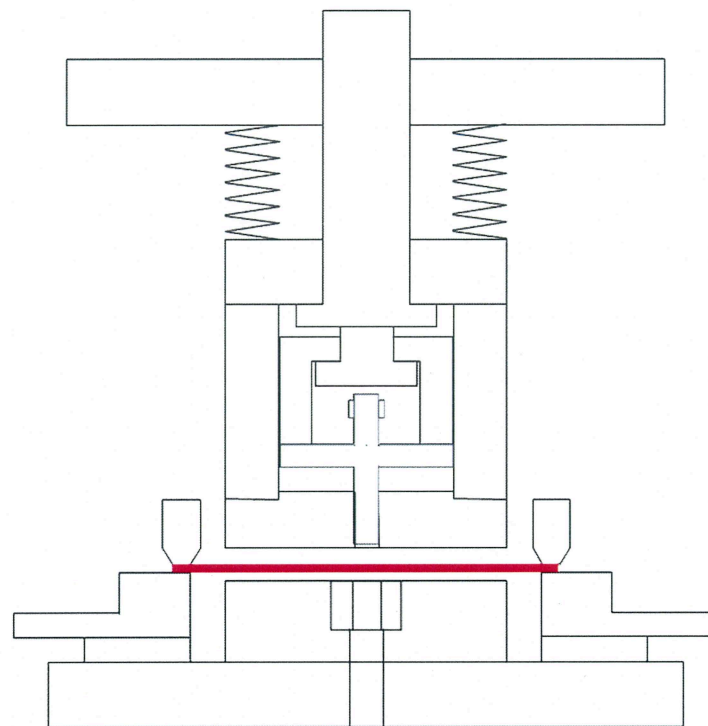
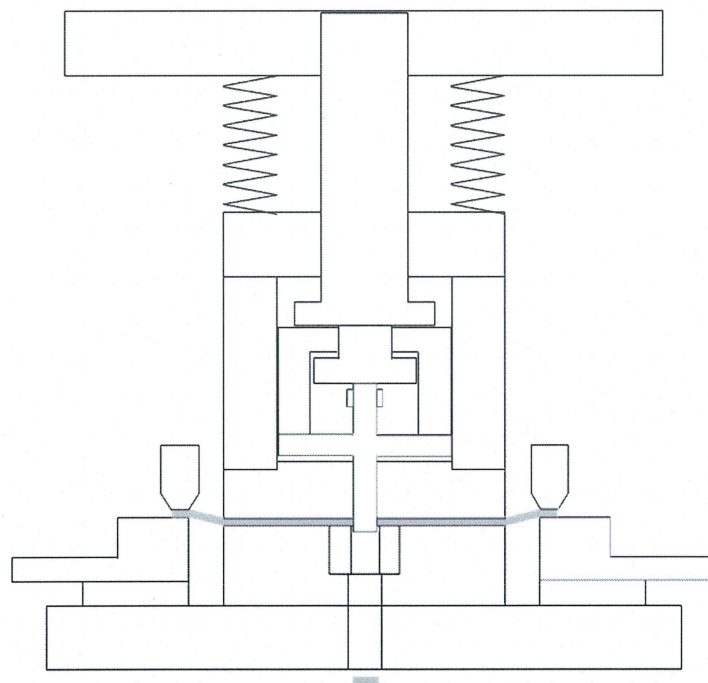


Fig.3.7 Movements of steel holder and punch in punching test (heating process)



(a) Heating



(b) Punching

Fig.3.8 A series of motions of the experimental device (heating process)

3.2.2 冷却過程

冷却過程の打抜き実験における各段階での、シートホルダとパンチの試験片に対する相対位置関係を図 3.9 に示す。

冷却過程の打抜き実験における装置の一連の動きを説明した簡略図を図 3.10 に示す。(a)は加熱プロセス、(b)は冷却プロセス、(c)は打抜きプロセスである。次に、冷却過程の打抜き実験における装置の動きの詳細を以下に説明する。あらかじめ投入電力量、冷却時間 T_1 、保持時間 T_2 、変位制御の値を設定しておく。まず、サーボプレスを位置制御で図 3.10(a)に示すような初期状態にする。この時、シートホルダとダイ及びダイホルダとの間に隙間があるので、ここで試験片をセットする。接触ピンの押し付け力を発生させるために、通電加熱装置上部のボルトを締めておく。続いて、この状態で試験片に投入電力量制御にて通電し、所定の温度まで加熱する。設定した電力量が投入されると、加熱用交流電源から出力した通電加熱完了信号がサーボプレスへ入力され、通電が完了する。完了と同時にサーボプレスの油圧シリンダーのロッドが少し下降し、実験装置上部に取り付けたバネの力でシートホルダが下降し、ダイ及びダイホルダとの間で加熱した試験片を挟み込み、急冷する(図 3.10(b))。この時点では、まだパンチはガイドに収まった状態であるため、試験片とは接触していない。その後、あらかじめ設定した冷却時間 T_1 が経過すると、さらに油圧シリンダーのロッドは下死点まで下降し、パンチがガイドから飛び出して試験片を打ち抜く(図 3.10(c))。そして保持時間 T_2 が経過すると、油圧シリンダーのロッドは初期状態と同じ位置まで持ち上げられ、冷却過程の一連の動きが完了する。

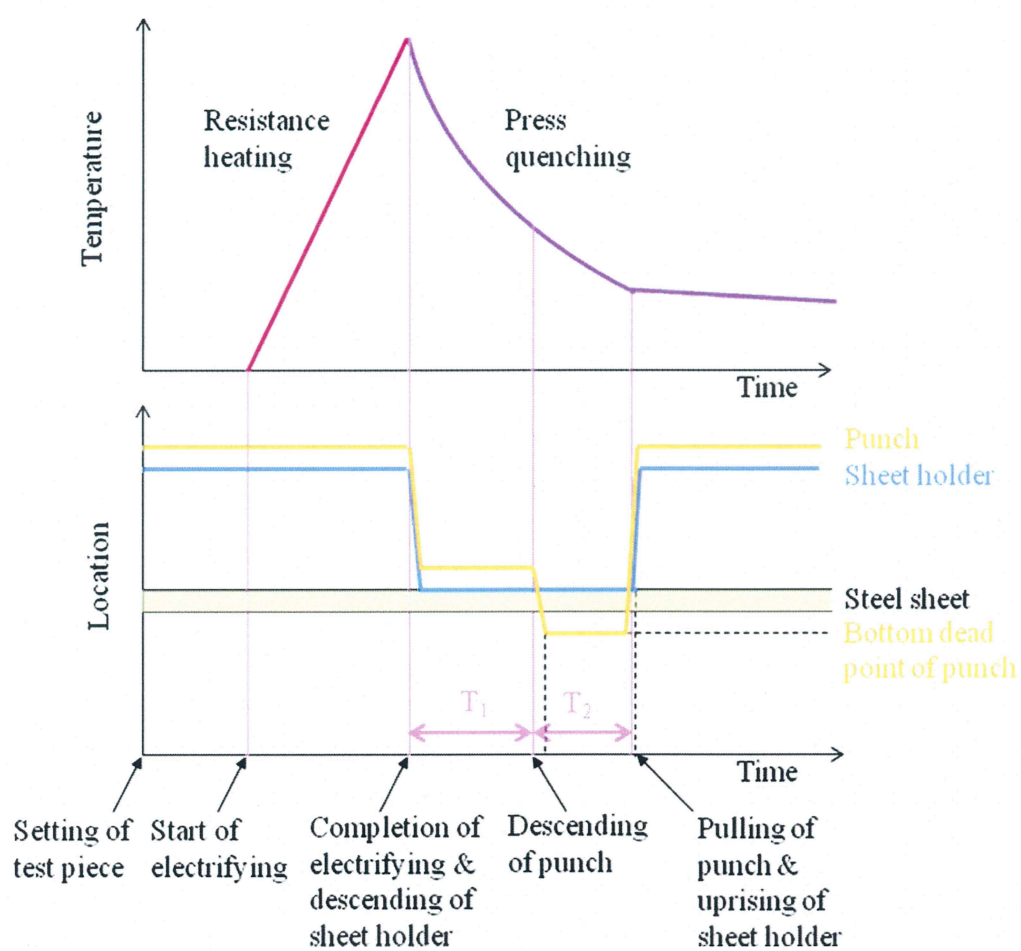
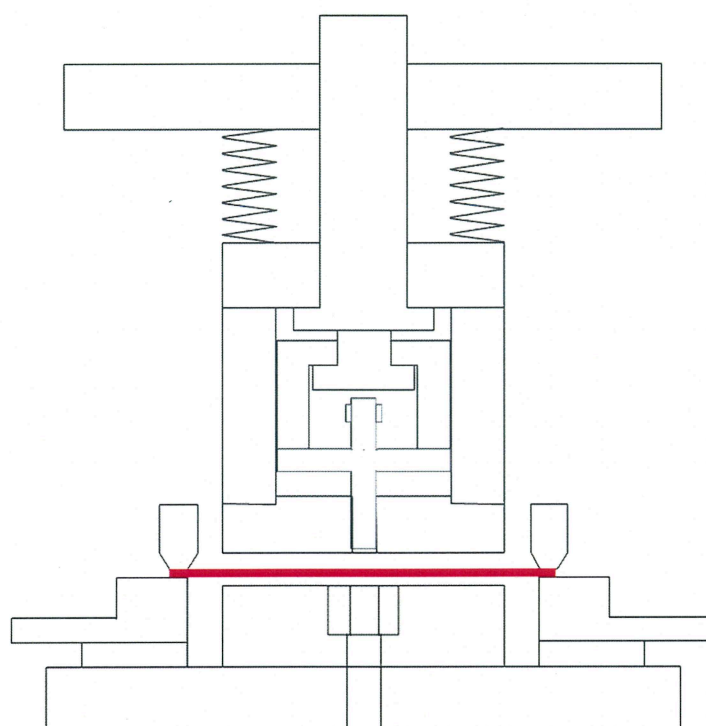
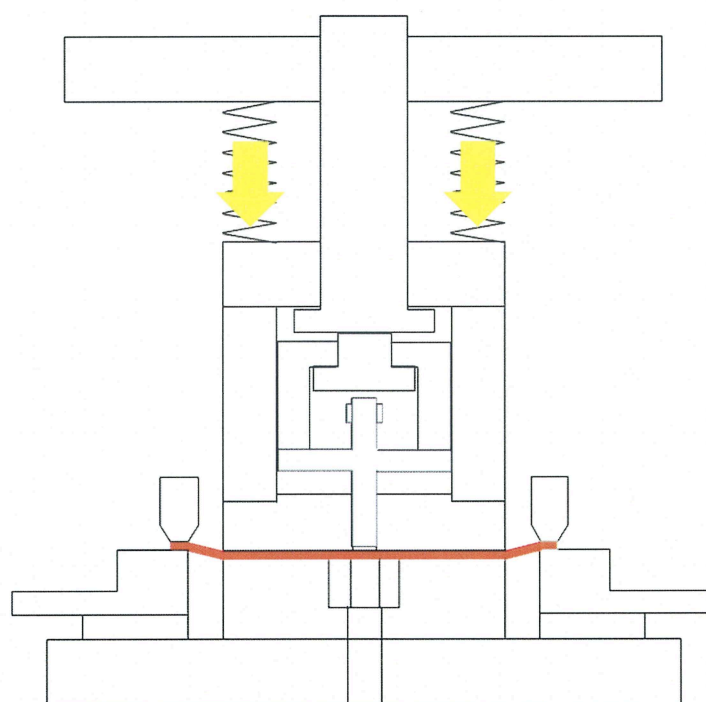


Fig.3.9 Movements of steel holder and punch in punching test (cooling process)

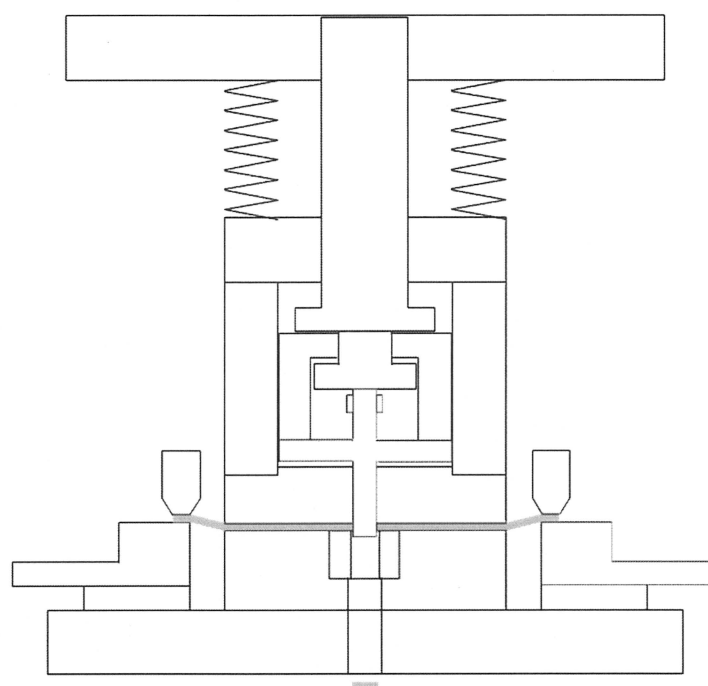


(a) Heating



(b) Cooling

Fig.3.10 A series of motions of the experimental device (cooling process)



(c) Punching

Fig.3.10 A series of motions of the experimental device (cooling process)

第4章 実験方法

4.1 実験材料

実験には SAPH440, SUS304, NHPC-1500 の3種類の試験片を用いた。詳細を以下に示す。

(a) SAPH440

本研究ではダイクエンチ用でない高張力鋼板として、板厚 1.4mm, 引張強さ 440MPa の SAPH440 (自動車用構造用熱間圧延鋼板) を使用した。表 4.1 にその合金成分組成を、表 4.2 にその機械的性質を、図 4.1 にその金属組織を示す。組織はフェライト (緑の部分) と細かいパーライト (黒の部分) から成る二相鋼であり、この鋼板より長さ 130mm, 幅 30mm の短冊状試験片を、圧延方向が長手方向になるように切り出し、実験に用いた。

(b) SUS304

本研究では板厚 1.0mm, 引張強さ 520MPa の SUS304 (オーステナイト系ステンレス鋼) を使用した。表 4.3 にその合金成分組成を、表 4.4 にその機械的性質を示す。この鋼板より長さ 130mm, 幅 30mm の短冊状試験片を、圧延方向が長手方向になるように切り出し、実験に用いた。SAPH440 は熱処理で相変態を起こすが、SUS304 は組織がオーステナイト単相であり、急冷しても相変態を起こさないという性質を持つ。実験結果の相変態による影響を調べるため、SUS304 でも SAPH440 と同様の実験を行った。

(c) NHPC-1500

本研究の目的である熱間プレス・ダイクエンチ工程を模擬した実験を行うため、ダイクエンチ用の高張力鋼板として、板厚 1.4mm, 引張強さ 542MPa の NHPC-1500 を使用した。表 4.5 にその合金成分組成を、表 4.6 にその機械的性質を、図 4.2 にその金属組織を示す。この鋼板より長さ 130mm, 幅 20mm の短冊状試験片を、圧延方向が長手方向になるように切り出し、実験に用いた。

Table 4.1 Chemical composition of SAPH440 steel sheet used for punching test

Chemical composition (wt%)								
C	Si	Mn	P	S	Al	B	Nb	Ti
0.16	0.01	0.78	0.0012	0.003	0.038	<0.0001	<0.004	<0.005

Table 4.2 Mechanical properties of SAPH440

Tensile strength (MPa)	Yield strength (MPa)	Elongation (%)	Vickers hardness (HV)
440	305	29	154

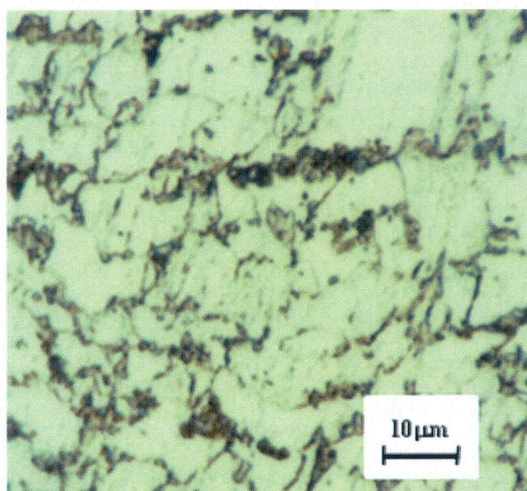


Fig.4.1 Metallographic structure of SAPH440 steel sheet used for punching test

Table 4.3 Chemical composition of SUS304 steel sheet used for punching test

Chemical composition (wt%)							
C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Fe
≤0.08	≤1.00	≤2.00	Max 0.045	Max 0.030	8.00 ~10.50	18.00 ~20.00	Bal.

Table 4.4 Mechanical properties of SUS304

Tensile strength (MPa)	Yield strength (MPa)	Elongation (%)	Vickers hardness (HV)
520	206	40	162

Table 4.5 Chemical composition of NHPC-1500 steel sheet used for punching test

Chemical composition (wt%)				
C	Si	Mn	P	S
0.199	0.204	1.27	0.012	0.002

Table 4.6 Mechanical properties of NHPC-1500

Tensile strength (MPa)	Yield strength (MPa)	Elongation (%)	Vickers hardness (HV)
542	403	30	153

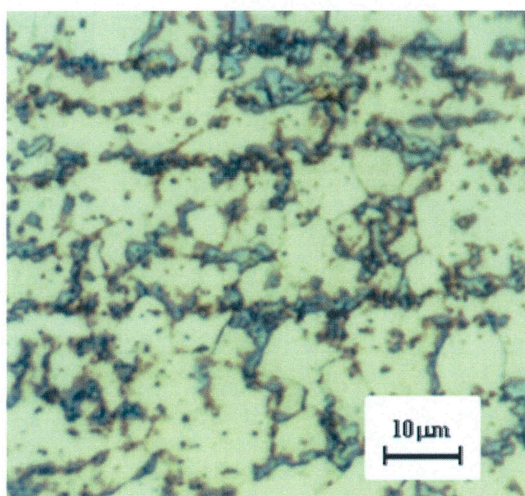


Fig.4.2 Metallographic structure of NHPC-1500 steel sheet used for punching test

4.2 実験条件

4.2.1 SAPH440

(a) 加熱過程

SAPH440 の加熱過程の打抜き実験条件を表 4.7 に示す。投入電力量を変化させ、それぞれの条件における最大打抜き荷重、切断面性状を測定した。ここでクリアランス比はパンチとダイスの隙間を板厚で除したものである。パンチの直径は 10mm、ダイスの内径は 10.27mm である。

Table 4.7 Conditions of punching test in heating process of SAPH440

Heating temperature / °C	241, 440, 609, 788, 890
Cooling time (T_1) / s	0
Holding time (T_2) / s	0.5
Input energy / kJ	5.39, 10.75, 16.19, 21.77, 27.22
Clearance ratio / %	10

(b) 冷却過程

SAPH440 の冷却過程の打抜き実験条件を表 4.8 に示す。投入電力量は一定とした。冷却時間を変化させ、それぞれの条件における最大打抜き荷重、切断面性状を測定した。クリアランスは加熱過程と同様 10%である。

Table 4.8 Conditions of punching test in cooling process of SAPH440

Heating temperature / °C	880, 970
Cooling time (T_1) / s	0, 0.2, 0.4, 0.6, 0.8, 1.0
Holding time (T_2) / s	0.5
Input energy / kJ	27.22
Clearance ratio / %	10

4.2.2 SUS304

(a) 加熱過程

SUS304 の加熱過程の打抜き実験条件を表 4.9 に示す．投入電力量を変化させ，それぞれの条件における最大打抜き荷重，切断面性状を測定した．クリアランスは 14%である．

Table 4.9 Conditions of punching test in heating process of SUS304

Heating temperature / °C	158, 201, 360, 505, 621, 756, 821
Cooling time (T_1) / s	0
Holding time (T_2) / s	0.5
Input energy / kJ	2.39, 2.79, 5.53, 7.97, 10.91, 13.57, 15.33
Clearance ratio / %	14

(b) 冷却過程

SUS304 の冷却過程の打抜き実験条件を表 4.10 に示す．投入電力量は一定とした．冷却時間を変化させ，それぞれの条件における最大打抜き荷重，切断面性状を測定した．クリアランスは加熱過程と同様 14%である

Table 4.10 Conditions of punching test in cooling process of SUS304

Heating temperature / °C	900
Cooling time (T_1) / s	0, 0.2, 0.4, 0.6, 0.8, 1.0
Holding time (T_2) / s	0.5
Input energy / kJ	15.33
Clearance ratio / %	14

4.2.3 NHPC-1500

(a) 冷却過程

NHPC-1500 の冷却過程の打抜き実験条件を表 4.11 に示す. 最高加熱温度を 900℃, 970℃, 1050℃と変えて実験を行った. 投入電力量は一定とした. 冷却時間を変化させ, それぞれの条件における最大打抜き荷重, 切断面性状を測定した. クリアランスは 10%である.

Table 4.11 Conditions of punching test in cooling process of NHPC-1500

Heating temperature / °C	900, 970, 1050
Cooling time (T_1) / s	0, 0.2, 0.4, 0.6, 1.5, 4.5
Holding time (T_2) / s	0.5
Input energy / kJ	17.61, 19.15, 21.69
Clearance ratio / %	10

4.3 測定方法

通電加熱打抜き実験後の試験片について、切断面の観察、硬さ試験、組織観察を行った。
以下にその観察方法、評価方法を示す。

4.3.1 切断面性状

(a) ディスクの切断面性状

<観察方法>

打ち抜かれたディスクの切断面は、図4.3のように45° 間隔で、八方向から観察を行った。
観察には専用の治具(図4.4)を用いて固定し、45° 間隔で回転させ、光学顕微鏡を用いてディスク切断面の写真を撮影した。

<評価方法>

打ち抜かれたディスクについては切断面性状の明確な定義がない。そのため、自ら定義した評価方法を用いることとした。打ち抜かれたディスクは湾曲した形状を示しており、通常のだれの定義では測定が困難であった。そこで、やむを得ず図4.5のように打ち抜かれたディスクの切断面を定義し、それに従って評価を行った。

(b) 鋼板の切断面性状

<観察方法>

鋼板の切断面性状は、打抜き実験後の試験片を図 4.6 のようにファインカッタで切断した後、矢印の方向からだれ、かえりの高さ、切断面の観察を行った。だれ、かえりの高さについては図中の○部分を光学顕微鏡で観察し、写真よりその高さを測定した。また切断面については図中の○部分を光学顕微鏡で観察し、写真よりせん断面、破断面の面積率を測定した。

<評価方法>

切断面性状の評価方法は一般的に図4.7のように定義されている。よって鋼板の切断面性状の評価にはこの評価方法を用いた。図4.7の記号a～dに対応した切断面の各部名称及びその説明を以下に示す。

a: だれ (Shear droop)

・・・パンチが食い込む際圧下された自由表面の部分

b: せん断面 (Shearing surface)

・・・大きなせん断ひずみを受けた面で、パンチ側面でバニシ加工されて光沢のあるきれいな面

c: 破断面 (Fractured surface)

・・・クラックを生じ破断した部分で、結晶粒面が現われ微小凸凹のはなはだしい部分

d: かえり (Burr)

・・・切り口面に生じる小さいまくれの部分、バリ

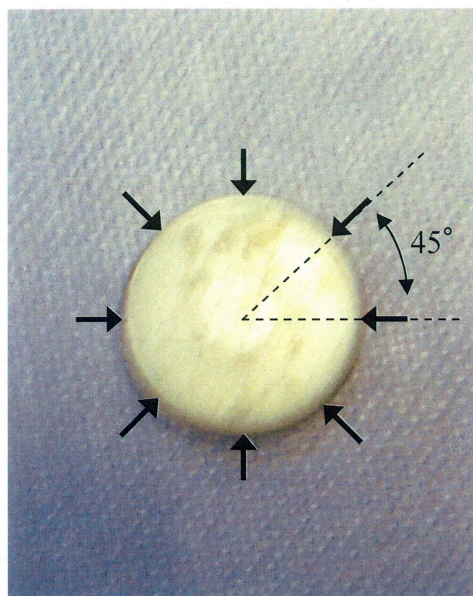


Fig.4.3 Observation method of punched disc

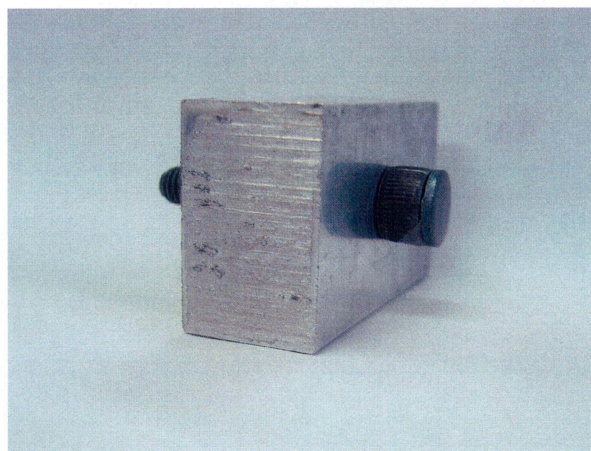


Fig.4.4 Jig for observation

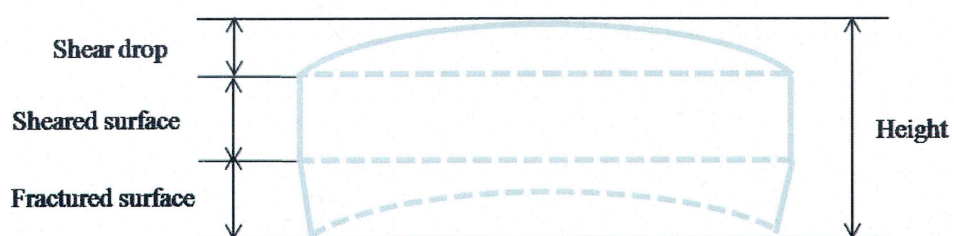


Fig.4.5 Schematic side view of punched disc and definitions of disc height, shear drop, sheared surface and fractured surface

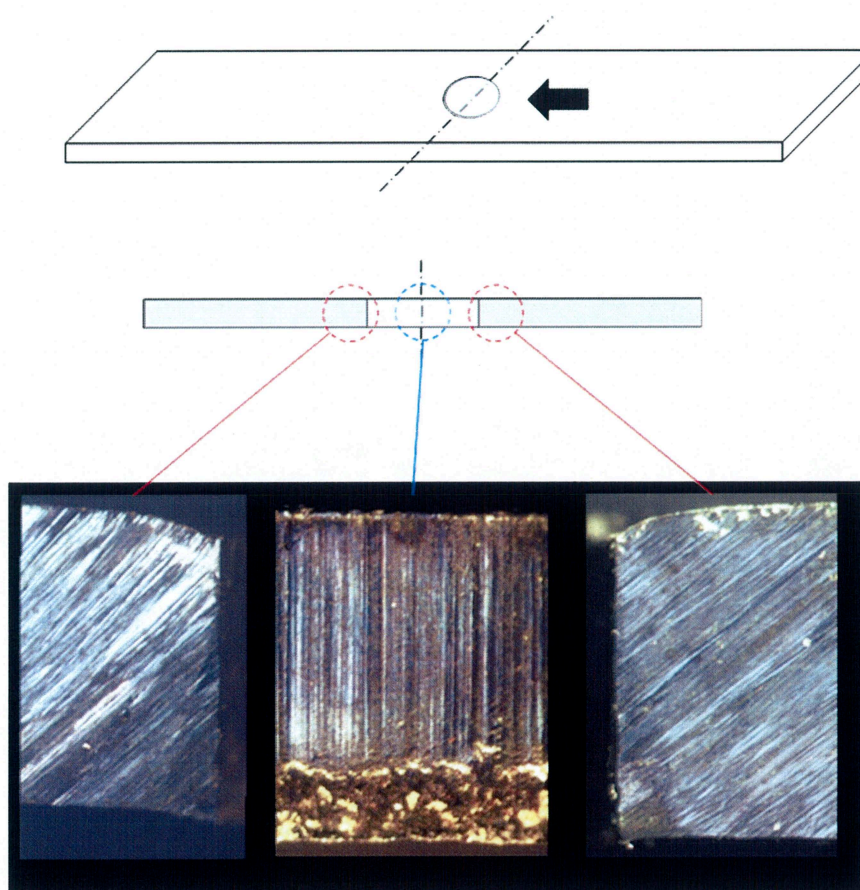


Fig.4.6 Observation method of punched sheet steel

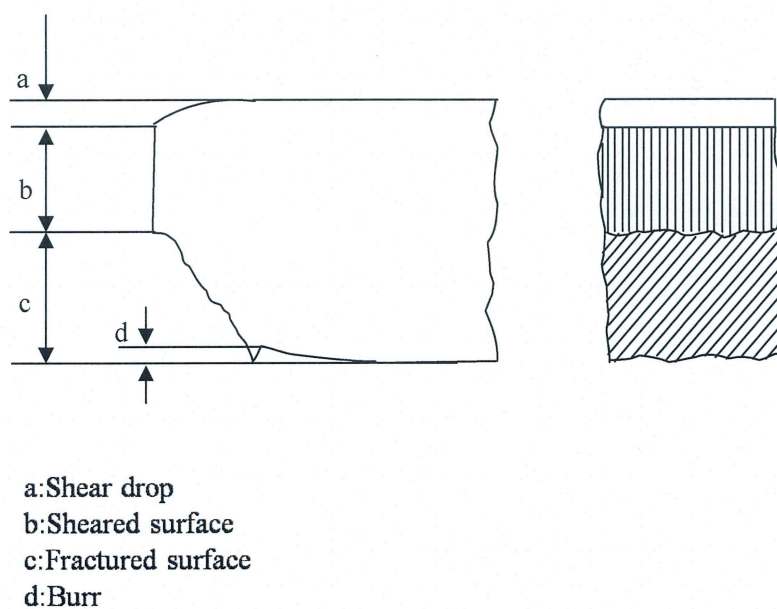


Fig.4.7 Schematic side view of punched sheet steel and definitions of shear drop, sheared surface, fractured surface and burr

4.3.2 ビッカース硬さ試験及び組織観察

打抜き実験後の試験片のビッカース硬さ試験及び組織観察を行った部位について図 4.8 に示す。図のように破線部をファインカッタで切断し、その後切り出した試験片を樹脂で埋め、一断面の硬さ試験及び組織観察を行った。図 4.8(a)は SAPH440, (b)は NHPC-1500 の試験片の切断箇所である。図中の で示した円の内側はダイスが試験片と接触しており、最も急冷されているはずである。よって硬さ試験、組織観察はこの円の内側の範囲内の断面にて行った。図 4.9 は切り出した試験片を樹脂で埋めた試料である。

ビッカース硬さ試験は、Mitutoyo 製ビッカース硬さ試験機 (AVK-C0) を用い、試験荷重 98.07N, 負荷時間 10 秒にて行った。試料の板の中心の位置を均等に 10 点測定した。

組織を観察するには、細心の注意を払って試料表面の準備をしなければならない。これには試料表面を平滑にし、鏡面状に仕上げる必要がある。まず、細かな研磨紙で磨き、ついでさらに細かな研磨剤を用いて仕上げる。この段階で鏡面だった試料表面は、適当な化学薬品で処理されると微細組織が表れるようになる。これをエッチングという。本研究では、エッチング液として純鉄、炭素鋼、合金鋼などに最もよく使用されている 5%ナイトル液（硝酸アルコール溶液）を用い、エッチングの時間は 10 秒とした。エッチングした後、OLYMPUS 製光学顕微鏡 (BX51M) を用い、微細組織を観察した。

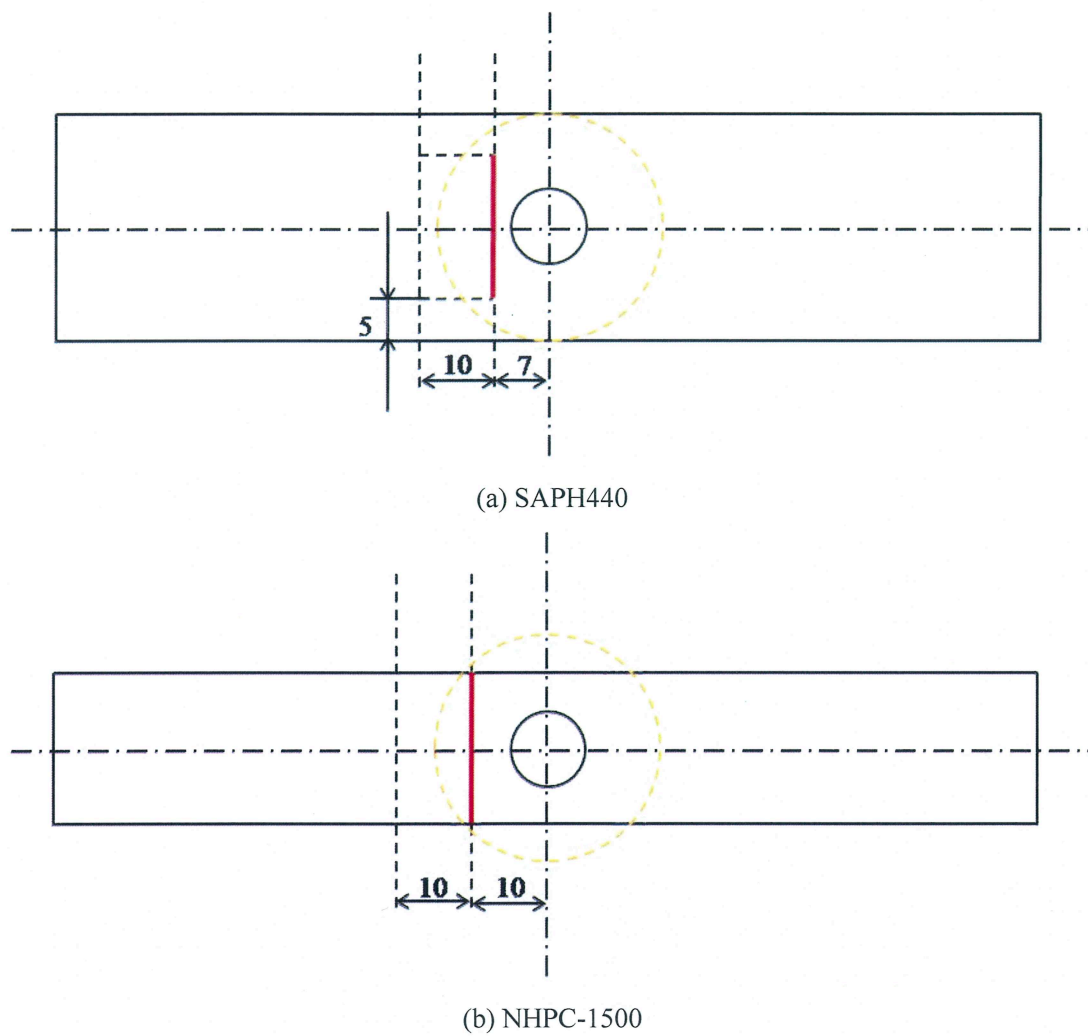


Fig.4.8 Measurement and observation site of test piece

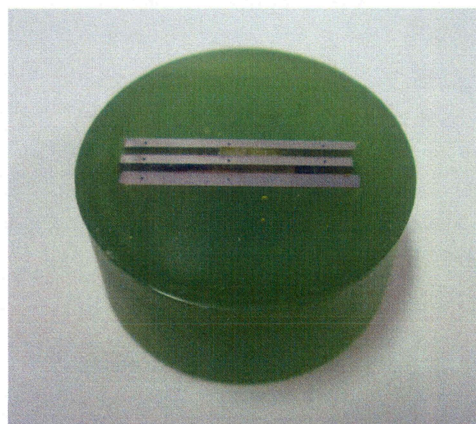


Fig.4.9 Specimen fixed in resin for measurement and observation

第5章 実験結果及び考察

5.1 予備実験

本研究では，すべての実験で設定する試験片の通電加熱に必要な投入電力量や，冷却過程打抜き実験で設定する冷却時間を決定する必要がある．そこで予備実験として，投入電力量と加熱温度との関係，通電加熱後の試験片の冷却時間と試験片表面温度との関係を調べた．なお，予備実験は3種類の試験片すべてについて行ったが，その結果はSAPH440についてのみ掲載した．

5.1.1 投入電力量と温度の関係

本研究では，試験片の加熱温度を投入電力量によって制御しているため，あらかじめ投入電力量と加熱温度との関係を調べる必要がある．投入電力量を決定する予備実験として，様々な電力量を試験片に与え，その際の最高到達温度を測定した．予備実験より得られた投入電力量と加熱温度との関係を図5.2に示す．以後の実験では，この結果に基づいて投入電力量を設定し，試験片の加熱を行った．

5.1.2 冷却時間と温度の関係

冷却過程打抜き実験における冷却時間を決定するために予備実験として，通電加熱で試験片を急速加熱し，通電完了後，鋼製ブロックによる試験片の挟み込み急冷を行い，その際の試験片表面温度をモニターした．予備実験より得られた冷却時間と試験片表面温度との関係を図5.1に示す．これより得られた結果に基づいて，以後の冷却過程打抜き実験における試験片の冷却時間を設定した．

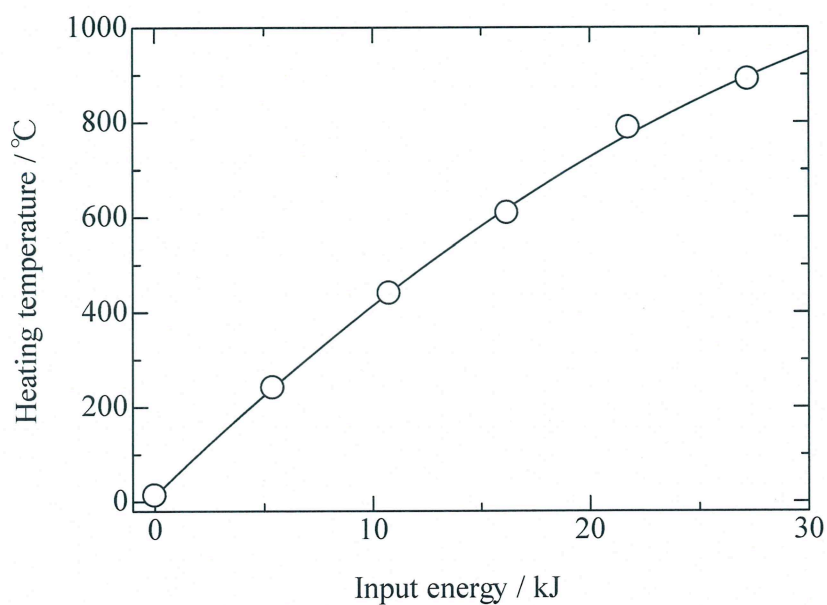


Fig.5.1 Relationship between heating temperature and input energy

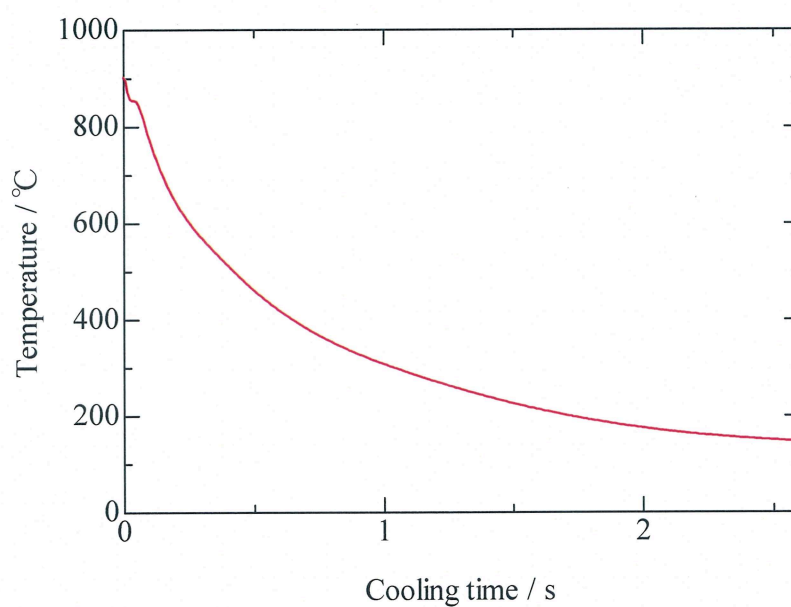


Fig.5.2 Relationship between temperature and cooling time

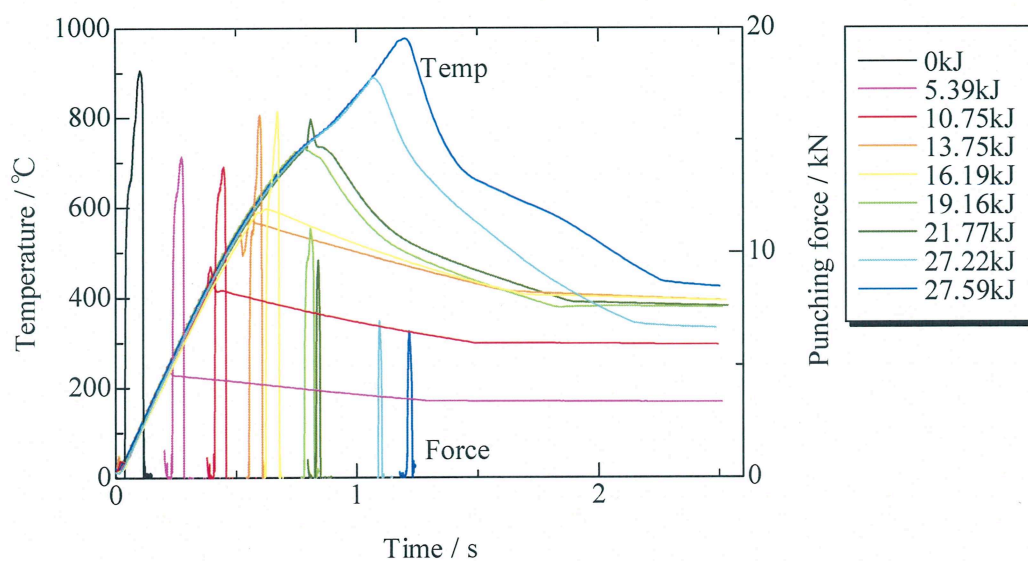
5.2 SAPH440の場合

5.2.1 打抜き実験結果

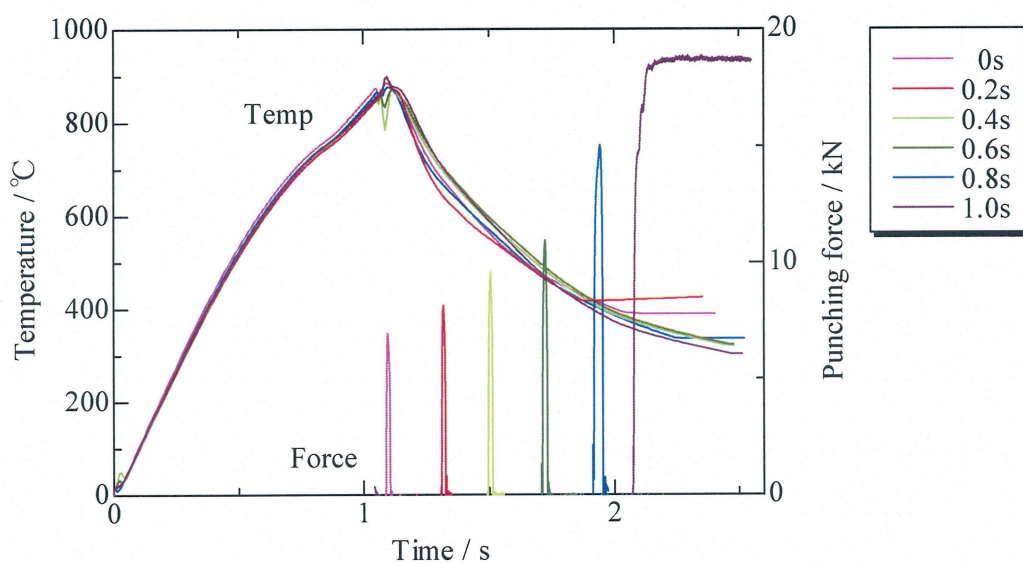
SAPH440の加熱過程と冷却過程での試験片温度の時間変化と、打抜き実験での打抜き荷重の測定結果を図5.3に示す。(a)は加熱過程、(b)は冷却過程における打抜き実験結果である。図5.3(b)(i)の880℃加熱では、冷却曲線は時間に対して単調な変化を示したが、図5.3(b)(ii)の970℃加熱では、650℃前後にパーライト変態の一部開始を示唆するような冷却曲線を示した。

打抜き荷重と打抜き温度の関係を、加熱過程の結果も含めて図5.4に示す。参考までに、せん断応力への換算値も示した。冷却過程での打抜き荷重は、打抜き温度の低下とともに増加しているが、500℃あたりからその増加率が大きくなっている。880℃加熱と970℃加熱での打抜き荷重の大きさを比較すると、ほぼ600℃を境に、それ以上の温度では970℃加熱の方が打抜き荷重が小さく、それ以下の温度では逆転し、880℃加熱の方が小さい。冷却過程での打抜き荷重を加熱過程のそれと比較すると、まず加熱過程では600℃前後に青熱脆性によると思われる打抜き荷重の増加が見られるが、冷却過程ではそのような変化は見られない。青熱脆性とは、鋼の引張り強さや硬さが常温の場合より増加し、伸び、絞りが減少して脆くなる性質で、青い酸化被膜が表面に現れることからそう呼ばれている。その結果、400～450℃付近で両者の大小が逆転しており、400℃以下ではダイクエンチした試験片の方が大きくなっている。これは鋼製ブロックの挟み込みによる急冷で、マルテンサイト変態を生じ始め、試験片が硬化したためである。なお、880℃加熱で冷却時間が1 sの条件では打抜き荷重がプレス容量を超え、打ち抜けなかったため正確なデータが取れていない。よって、図5.4(b)(i)880℃加熱の300℃前後における打抜き荷重は、示したプロットよりも上にあるはずである。

参考までに、打抜き実験後の試験片と打ち抜かれたディスクを図5.5に、打ち抜けなかった試験片を図5.6に示す。



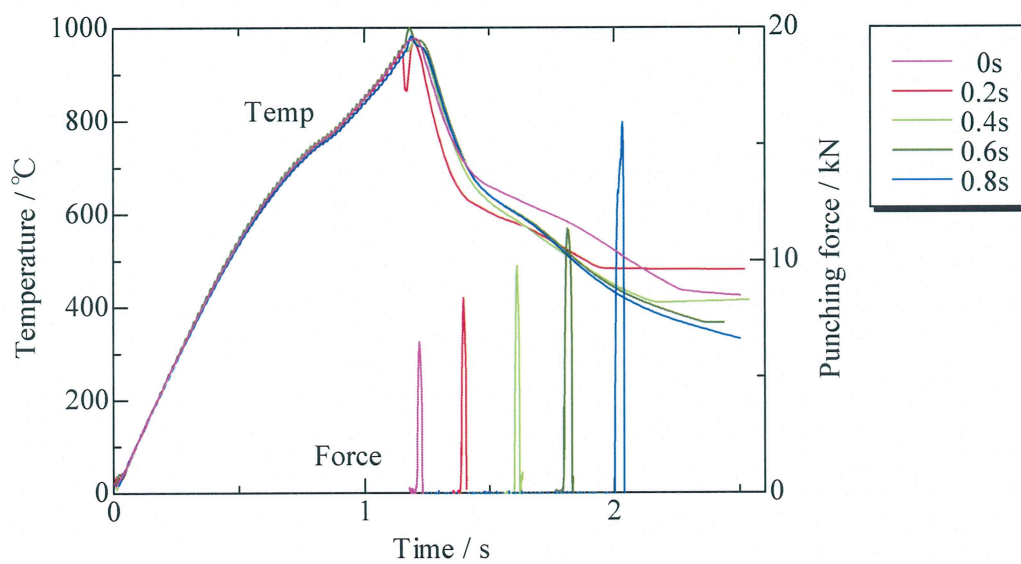
(a) Heating process



(i) 880°C heating

(b) Cooling process

Fig.5.3 Experimental data of SAPH440



(ii) 970°C heating

(b) Cooling process

Fig.5.3 Experimental data of SAPH440

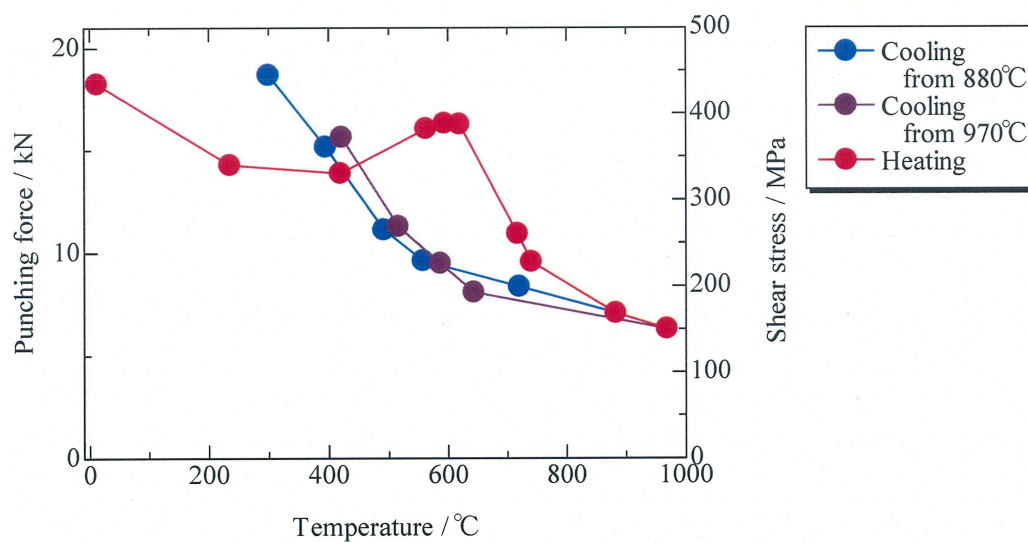


Fig.5.4 Relationship between temperature and shear stress

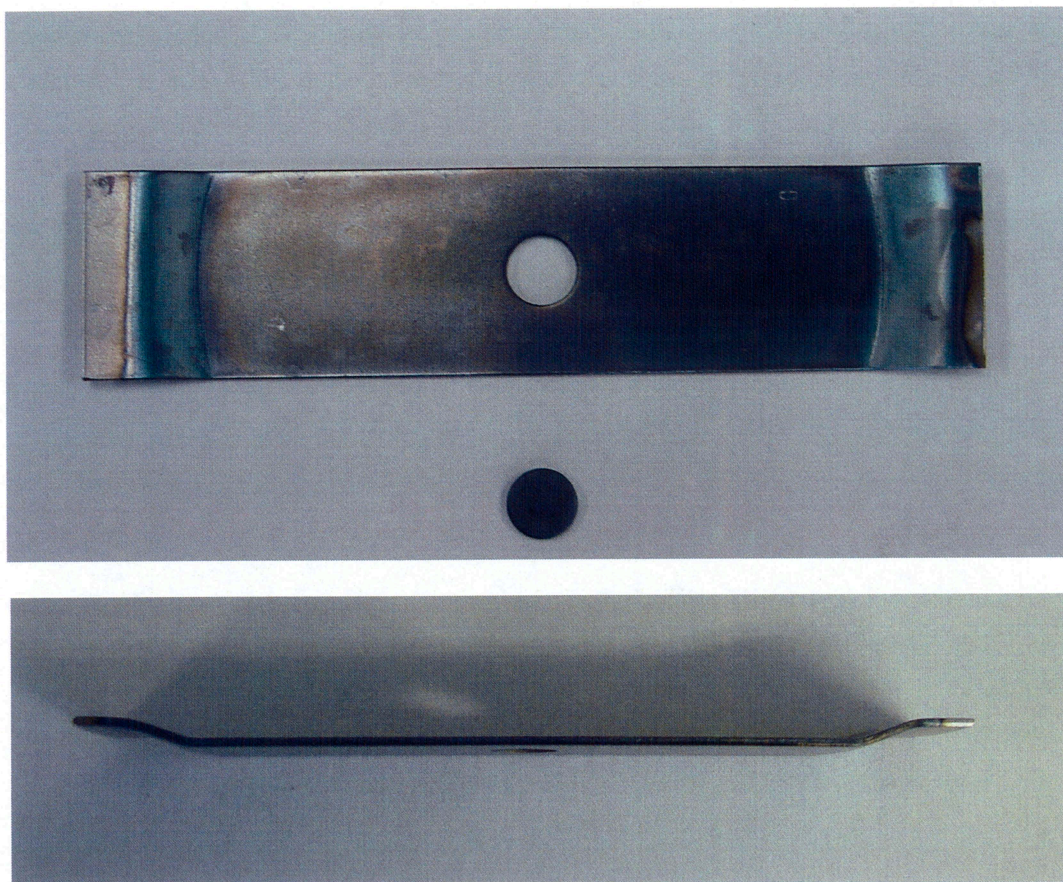


Fig.5.5 The steel sheet after punching

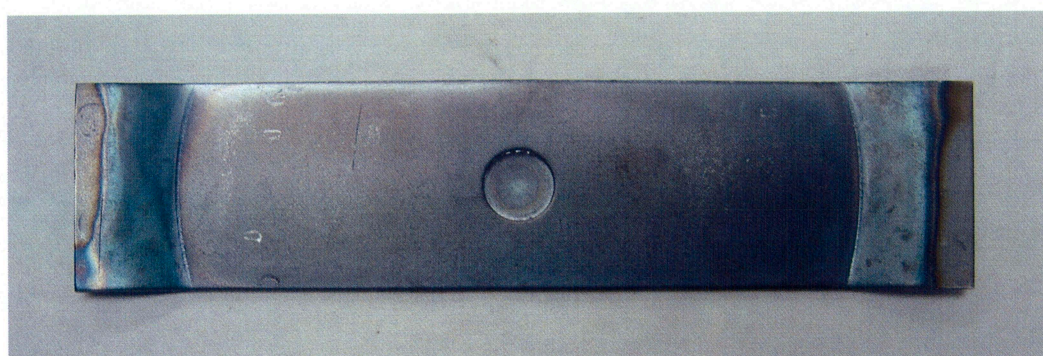


Fig.5.6 The steel sheet that was not able to be pierced

ここで、先ほどの変態開始を示唆するような冷却曲線の要因について考察する。冷却曲線は図 5.3 に示すように、880℃加熱では時間に対して単調な変化を示したが、970℃加熱では 650℃前後にパーライト変態の開始を示唆するような曲線を示した。そこで、二本の曲線の差分商（式(5.1)）をとった。関数が 2 つの変数値に対してとる値の間の有限な差を差分といい、この差分を変数値の差で割って得られる商を差分商（図 5.7）という。

$$\frac{(T + \Delta T) - T}{(t + \Delta t) - t} \quad (5.1)$$

T : 試験片温度, t : 時間

差分商の時間変化を冷却曲線とともに図 5.8 に示す。(a)の 880℃加熱では差分商がなめらかな曲線を描いている。一方(b)の 970℃加熱では二つの曲線をつなぎ合わせたような形をしており、はじめは上に凸の曲線で、その後 880℃加熱と同じようななめらかな曲線となっている。この上に凸の曲線の極大点付近の 650℃前後の温度で、冷却曲線が連続冷却変態(CCT)線図のパーライトノーズに引っかかり、パーライト変態が開始されたのではないかとと思われる。

ところで、880℃では起こらなかったが 970℃加熱でパーライトノーズに引っかかってしまったのはなぜだろうか。これは 970℃加熱の方がより高温に加熱しているため、炭素の拡散が活発になり、炭素量が減少したためだと思われる。炭素および他の合金元素は、連続冷却変態(CCT)線図の初析相やパーライト、ベイナイトのノーズを長時間側へ移行させる効果を持っている。すなわち臨界冷却速度を減少させる。実際に、鋼への合金元素添加の理由の一つに、マルテンサイト組織が形成される冷却速度の幅を広げるためとある。⁶⁾これを考慮すると、炭素量が減少することによって、逆にパーライトノーズは短時間側へ移行するはずである。つまり、970℃加熱では図 5.9 に示すような連続冷却変態線図の移行が起きているのである。図では、 M_s 点も高温側に移行しているが、これは合金成分組成を用いた M_s 点の計算式を見れば、当然の結果である。

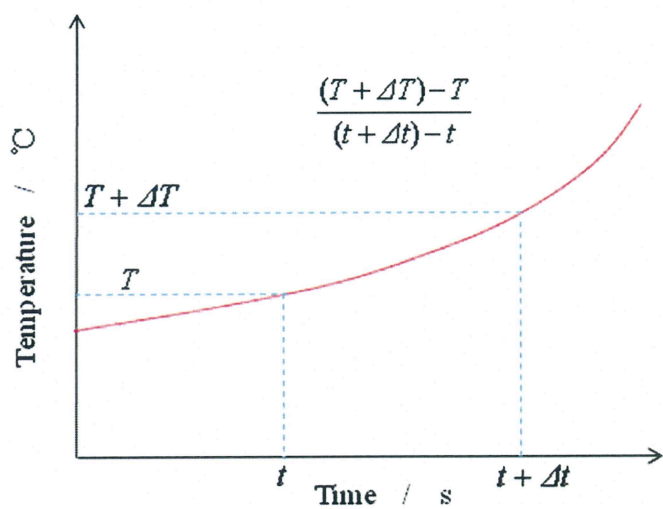
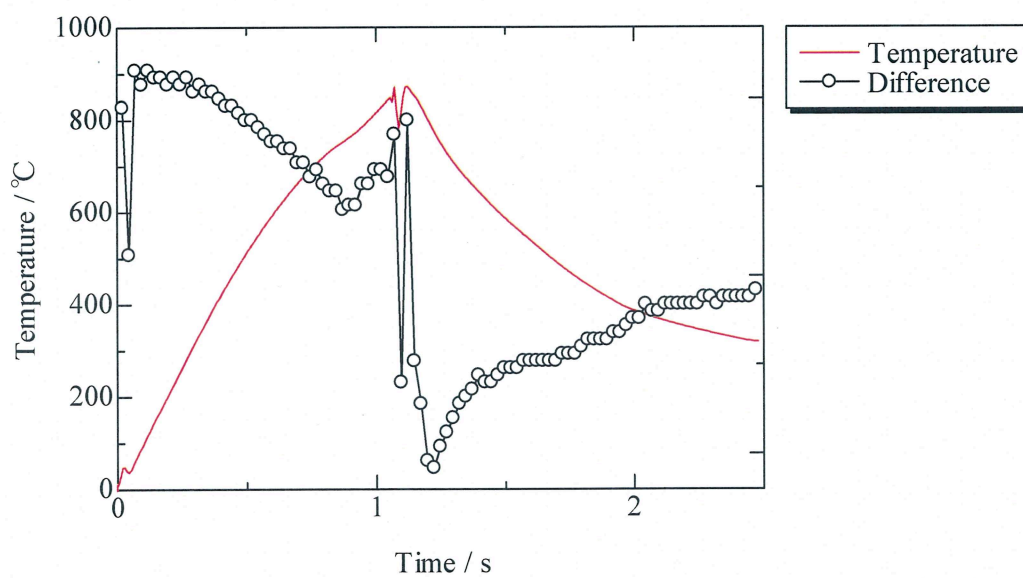
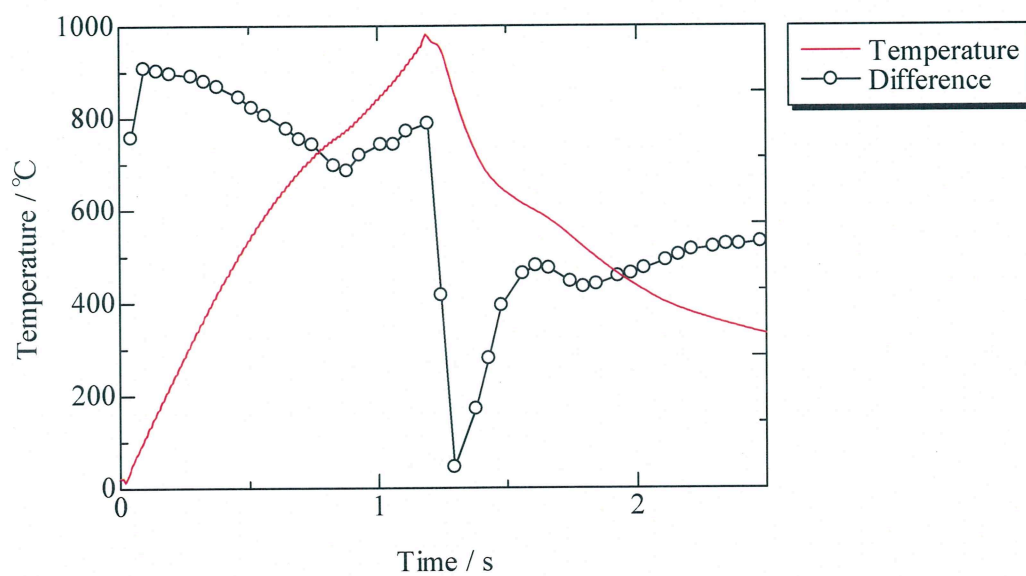


Fig.5.7 Explanation of difference quotient



(a) 880°C heating



(b) 970°C heating

Fig.5.8 Variations of difference quotient with time

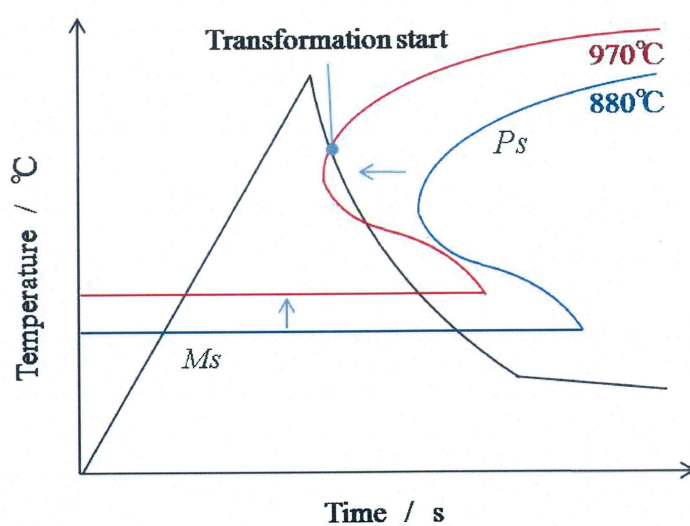


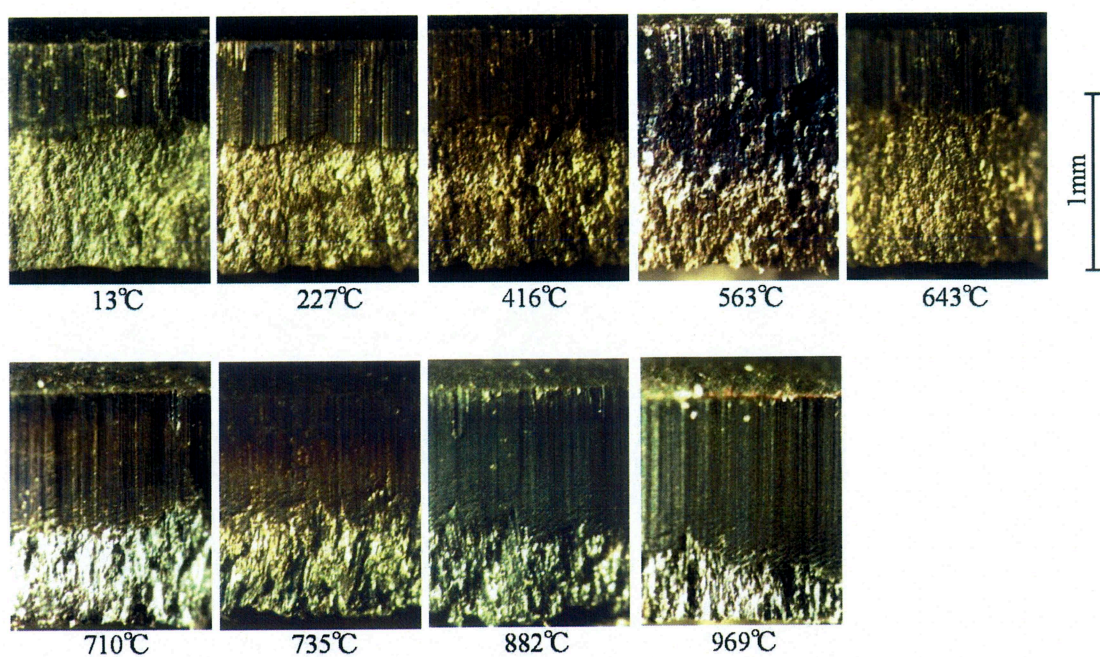
Fig.5.9 Explanation of continuous cooling transformation diagram

5.2.2 切断面性状

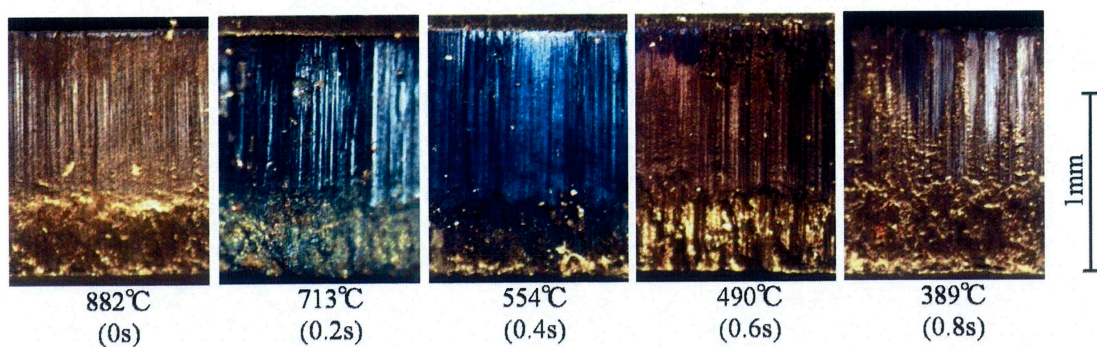
SAPH440の加熱過程打抜き及び、冷却過程打抜きの各冷却段階における切断面写真を図5.10に示す。図5.10(a)は加熱過程打抜きの切断面写真、(b)(i)は880℃加熱、(b)(ii)は970℃加熱の冷却過程打抜きの切断面写真である。加熱過程打抜きの切断面は、打抜き温度が高温になるにつれて、せん断面は増加、破断面は減少傾向を示した。温度を上昇させると試験片の延性が大きくなり、せん断面が増加するため、切断面性状の向上には熱間せん断が有効である。しかし、600℃前後の青熱脆性によると思われる打抜き荷重の増加に対応して、切断面においても600℃前後で破断面は一時的に増加し、せん断面は減少するという現象がみられた。図5.10(a)の563℃、643℃の切断面写真がこれにあたる。特に563℃においては、せん断面もかなり荒れている。これは、青熱脆性により試験片の強度が増加したためである。冷却過程打抜きの切断面は、880℃加熱、970℃加熱ともに、冷却が進むにつれて、せん断面は減少、破断面は増加傾向を示した。合金成分組成を用いて式(5.2)から計算されるマルテンサイト変態開始点 ($M_s=443^{\circ}\text{C}$) に近い温度である図5.10(b)(i) の389℃、(b)(ii)の422℃での切断面は、それより高い温度で打ち抜いた切断面に比べ、破断面が増加しており、せん断面も少し荒れている。これは挟み込みによる急冷でマルテンサイト変態を生じ始め、試験片が硬化したためである。

$$M_s = 550 - 350 \times C\% - 40 \times Mn\% - 35 \times V\% - 20 \times Cr\% - 17 \times Ni\% - 10 \times Cu\% \\ - 10 \times Mo\% - 10 \times W\% - 0 \times Si\% + 15 \times Co\% \quad (5.2)$$

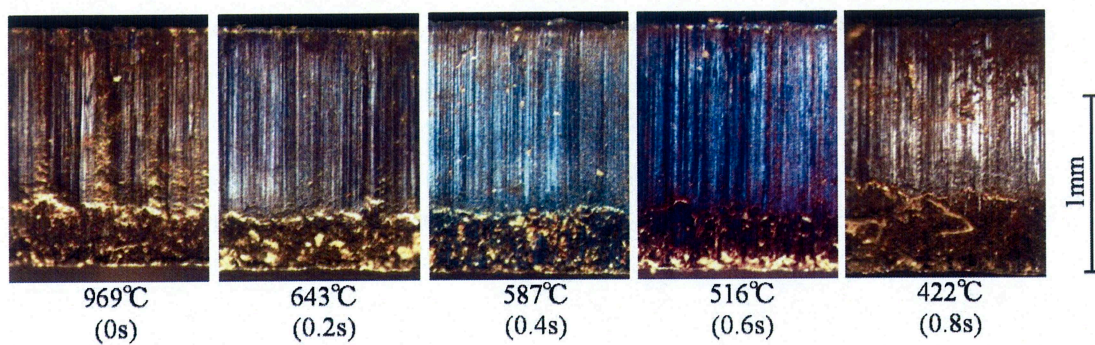
切断面写真より測定した切断面のだれ、せん断面、破断面の面積率の打抜き温度による変化を図5.11に示す。図には比較の意味で、試験片を単に室温で打ち抜いた時の結果(○)も示す。図5.11(a)880℃加熱、(b)970℃加熱ともに冷却が進むにつれて、破断面は増加、せん断面は減少傾向を示した。だれの打抜き温度による変化を図5.12に、かえりの打抜き温度による変化を図5.13に示す。だれはほとんど打抜き温度の影響を受けていない。一方、かえりは打抜き温度が低下するにつれて減少している。



(a) Heating process



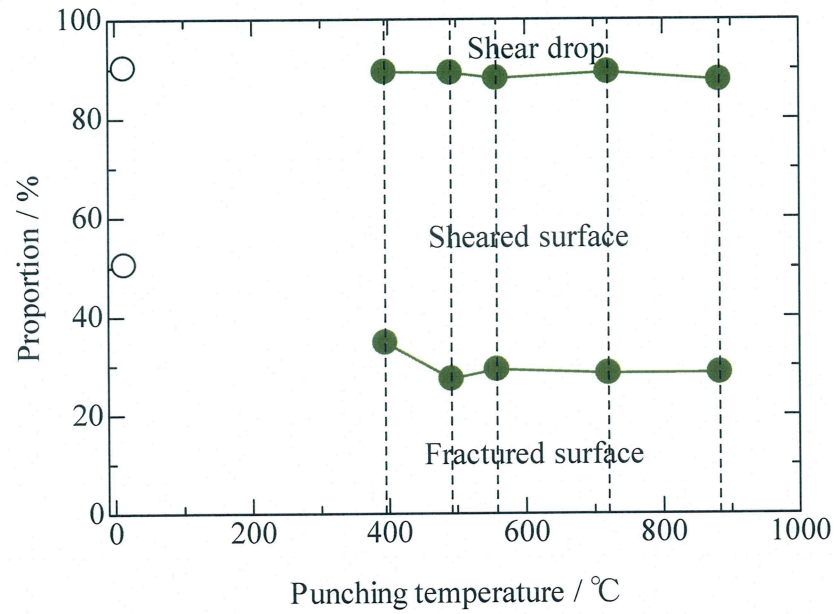
(i) 880°C heating



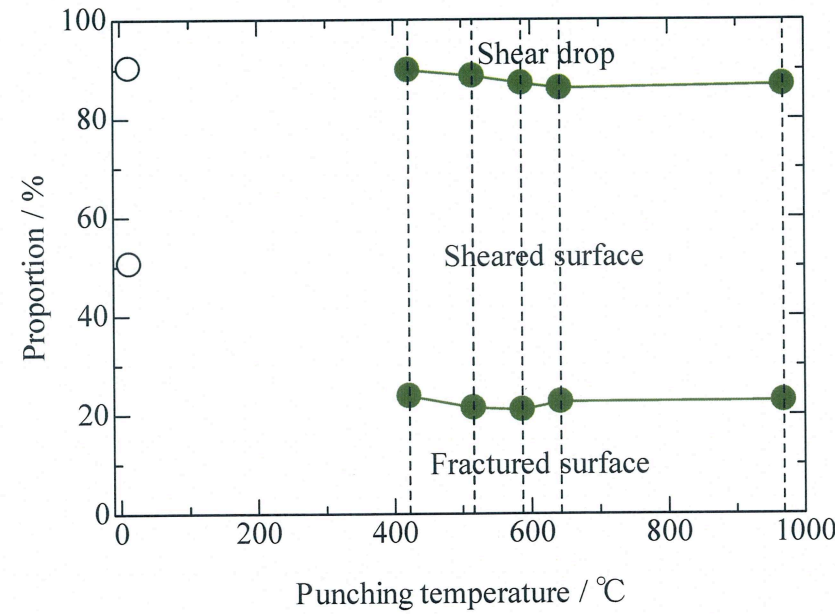
(ii) 970°C heating

(b) Cooling process

Fig.5.10 Photographs of cut surfaces of punched test piece



(a) 880°C heating



(b) 970°C heating

Fig.5.11 Variations of proportions of shear drop, sheared surface and fractured surface

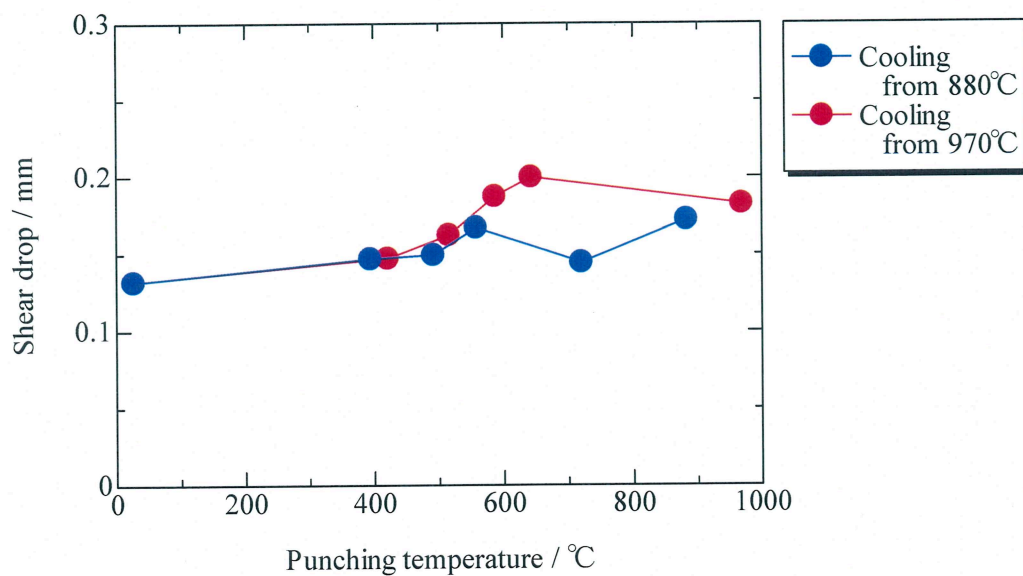


Fig.5.12 Variations of shear drop with punching temperature

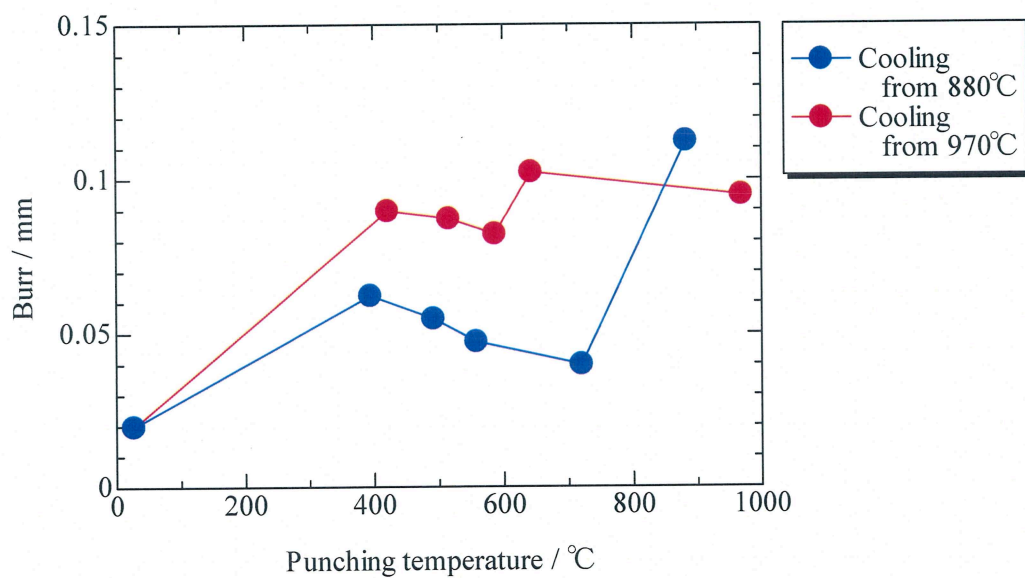


Fig.5.13 Variations of burr with punching temperature

また、本研究において重要ではないが、打ち抜かれたディスクの観察を行った。冷却過程で打ち抜かれたディスクは平面ではなく、湾曲した形状を示していることが分かった。その傾向は打抜き温度の低下とともに強まっている。湾曲したディスクの写真を図5.14に示す。特に339℃のディスクは著しく湾曲した形状を示している。この湾曲の程度と温度にどのような関係があるかを調査するため、ディスクの高さをマイクロメーターで測定した。測定したディスクの高さと打抜き温度との関係を図5.15に示す。どちらの加熱温度も打抜き温度が低下するにつれ、ディスクの高さが増加しており、特に600℃あたりから高さの増加が著しくなっていることが分かる。両者を比較すると、加熱温度の高い970℃加熱の方が880℃加熱より湾曲が著しく、ディスク高さが大きい。一方、加熱過程においてはディスクの高さは常に一定を保っている。試験片の初期板厚に比べて少し大きい値となっているが、これはだれ、かえりによる増加分だと思われる。

SAPH440の打ち抜かれたディスクの冷却過程打抜きの各冷却段階における切断面写真を図5.16に示す。図5.16(a)は880℃加熱、(b)は970℃加熱の冷却過程打抜きの切断面写真である。880℃加熱、970℃加熱ともに冷却が進むにつれて、せん断面は減少、破断面は増加傾向を示した。

切断面写真より測定した切断面のだれ、せん断面、破断面の面積率の打抜き温度による変化を図5.17に示す。図には比較の意味で、試験片を単に室温で打ち抜いた時の結果(○)も示した。図5.17(a) 880℃加熱、(b) 970℃加熱ともに破断面の面積率は打抜き温度による影響がないように見えるが、これはだれの増加による影響が強く現れているためである。だれの打抜き温度による変化を図5.18に示す。だれは打抜き温度の低下とともにかなり増加している。図5.14のように、打ち抜かれたディスクは温度が低下するにつれて著しく湾曲した形状を示しており、これがだれの増加に影響しているのである。せん断面の面積率と相対的に比較すると、880℃加熱、970℃加熱ともに破断面は温度の低下とともに増加傾向を示しており、その傾向は図5.11の結果と同様である。

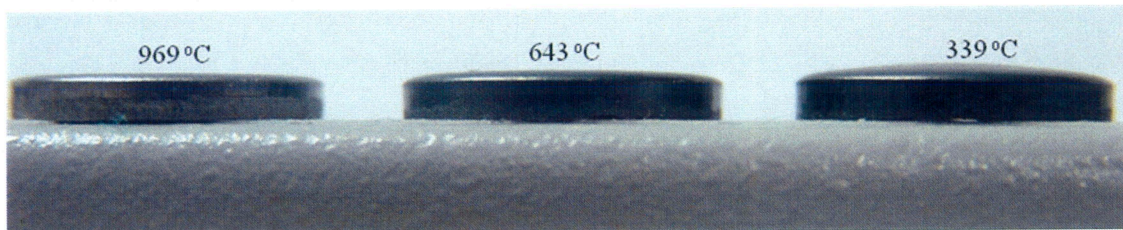


Fig.5.14 Variation of punched disc height

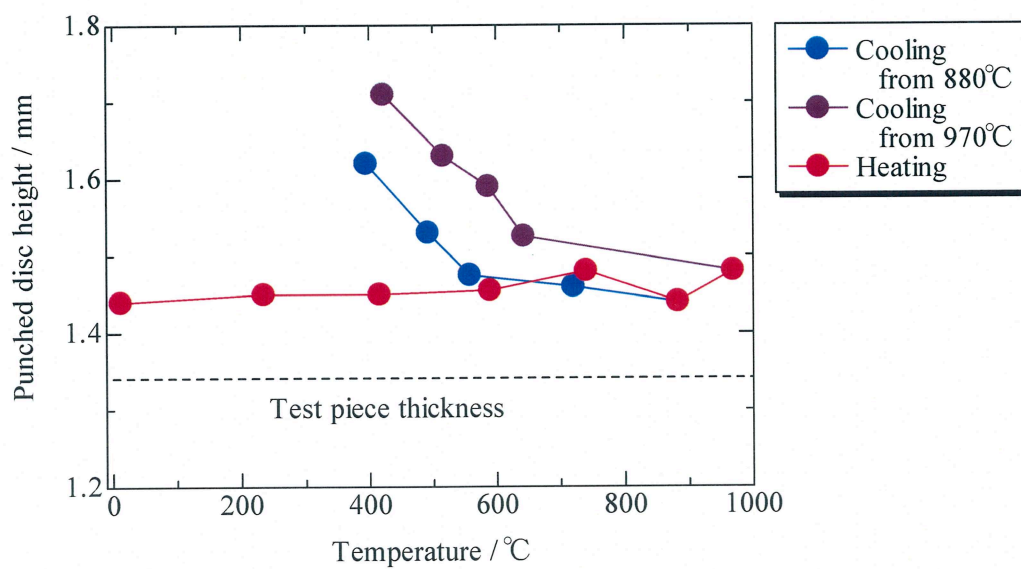
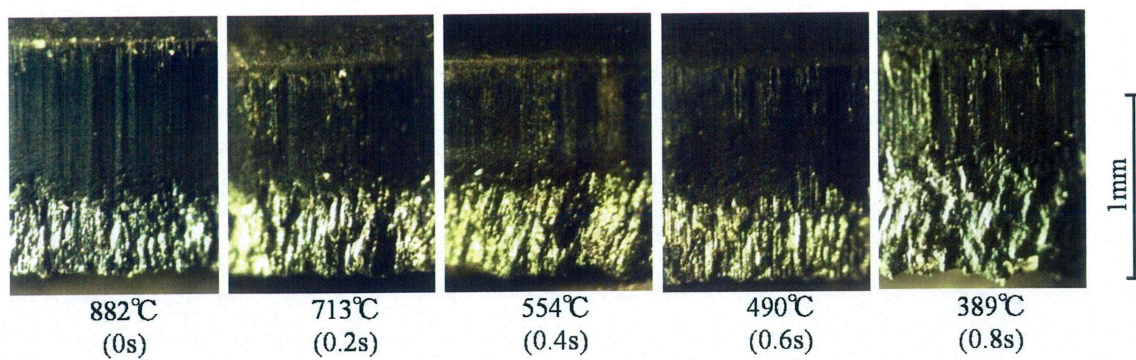
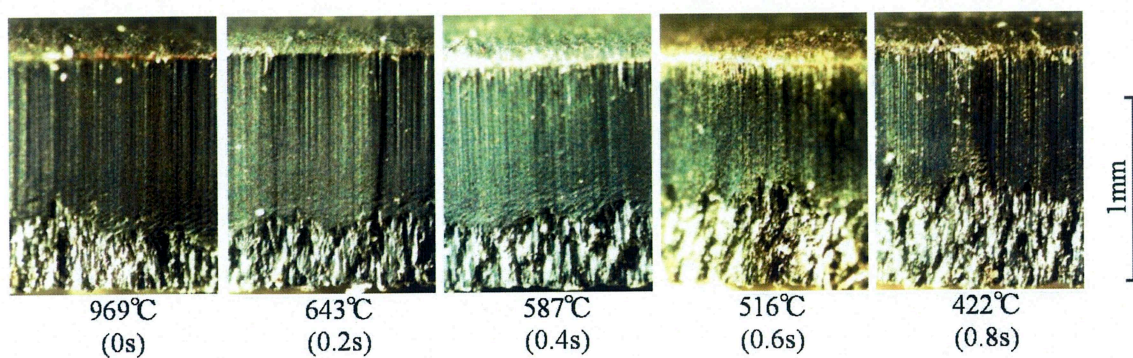


Fig.5.15 Variation of punched disc height with punching temperature compared with test piece thickness

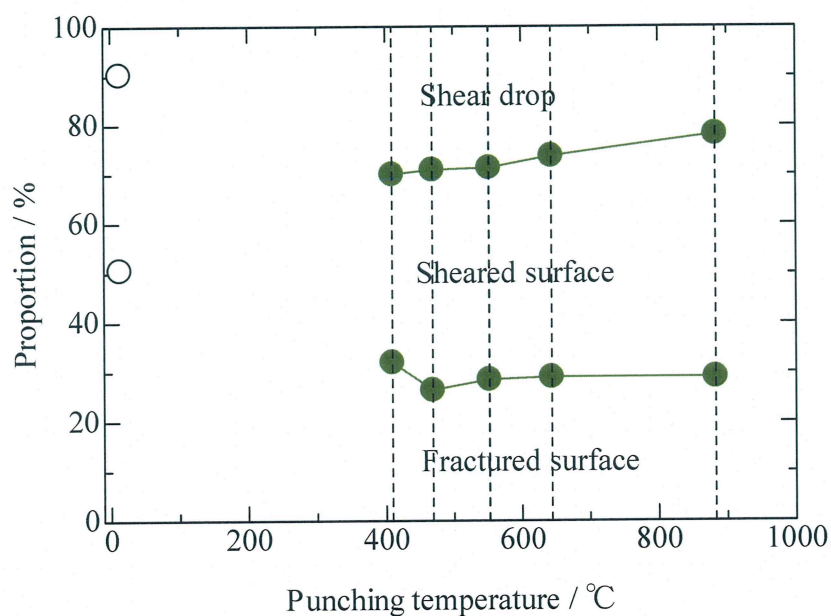


(a) 880°C heating

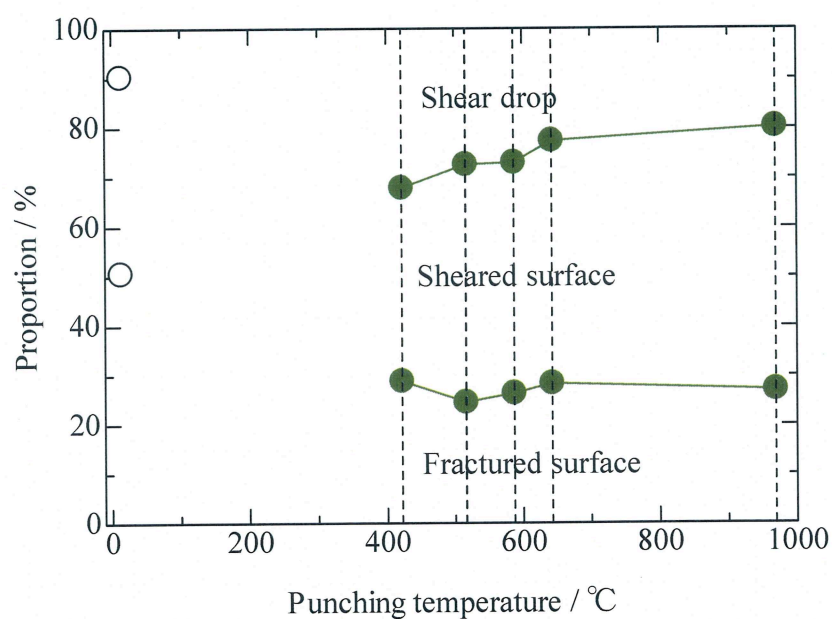


(b) 970°C heating

Fig.5.16 Photographs of cut surfaces of punched disc



(a) 880°C heating



(b) 970°C heating

Fig.5.17 Variations of proportions of shear drop, sheared surface and fractured surface

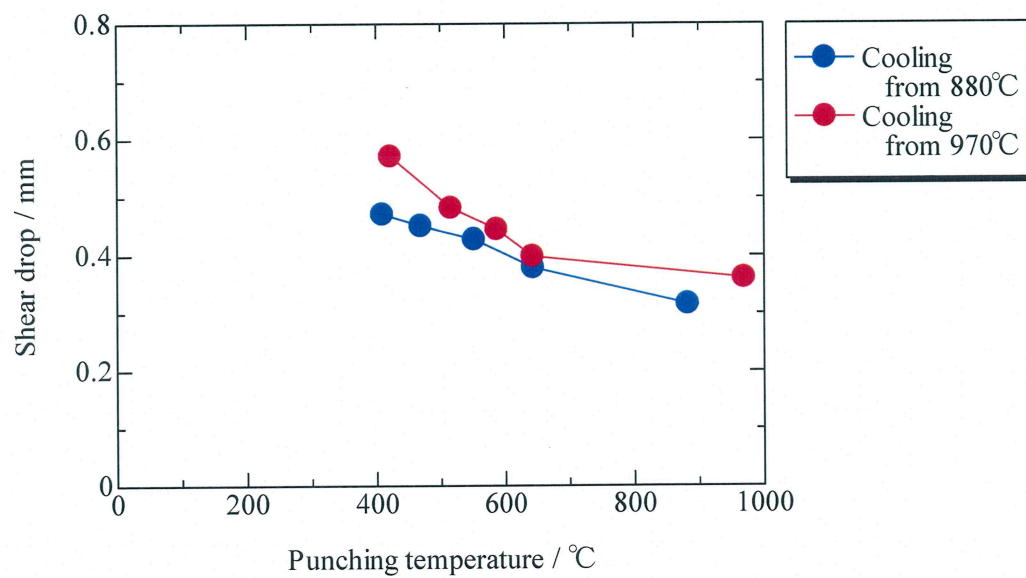
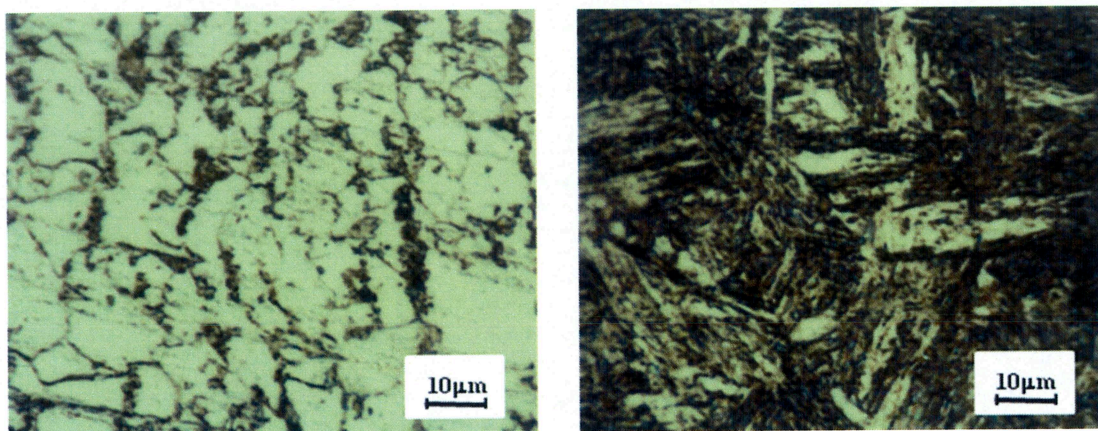


Fig.5.18 Variations of shear drop with punching temperature

5.2.3 組織観察

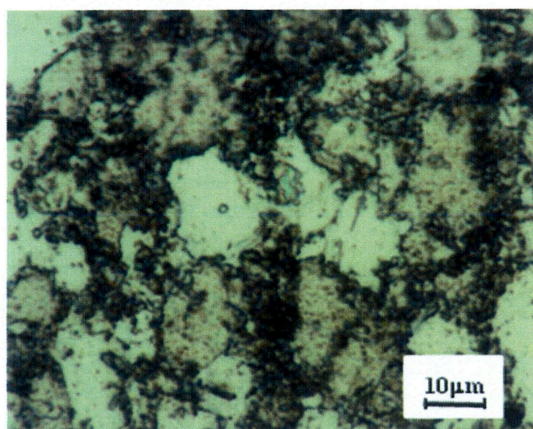
SAPH440の金属組織の写真を図5.19に示す。(i)は供試材、(ii)は電気炉内で900℃まで加熱し、約15分間等温保持した後、水焼入れした試験片の金属組織である。また、(a)は880℃加熱、(b)は970℃加熱した後にそれぞれ(i)0.5s, (ii)0.7s, (iii)0.9s, (iv)1.1s, (v)1.3s冷却した試験片の金属組織である。加熱温度はFe-C系平衡状態図のA₃線より高い温度であり、試験片は平衡状態図上ではオーステナイト安定域に達している。よって、クエンチ後の試験片は水焼入れした組織のようなマルテンサイト単相にはなっているはずであるが、実際はなっておらず、緑色のフェライトを残存させている。これは通電加熱では加熱時間が極端に短いので炭素の拡散が不十分となり、均一なオーステナイト単相を形成することができないためである。緑色のフェライトの部分は(a)の880℃加熱、(b)の970℃加熱ともに冷却時間が増えるにつれて次第に減少している。(a)880℃加熱と(b)970℃加熱を比較すると、より高温に加熱した(b)の970℃加熱の方がフェライトの量が少ない。これは、高温に加熱したこと、また加熱時間も多少増加したことにより炭素の拡散が活発になり、オーステナイトの量が増加したためだと考えられる。しかし、最も冷却させた(b)970℃加熱(v)の冷却時間1.3sの組織でも炭素の拡散は不十分で、均一なオーステナイトは形成されずフェライトを残存させている。この結果より、通電加熱を利用したプレスクエンチでは、同じオーステナイト安定域でも焼入れ温度によってクエンチ後の組織が異なるということが分かった。



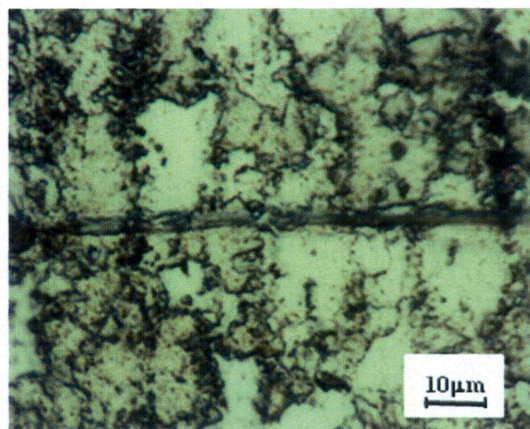
(i) Original sheet

(ii) Furnace heating 900℃, water quench

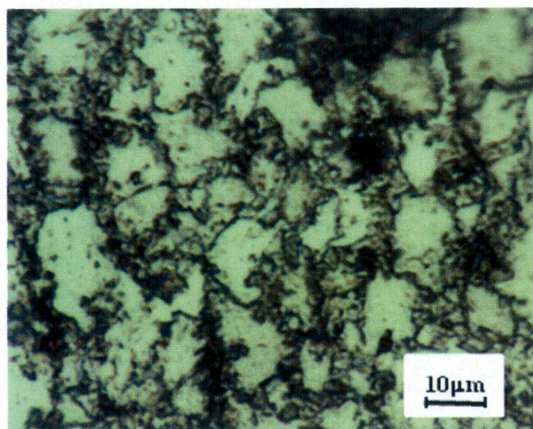
Fig.5.19 Metallographic structures of SAPH440



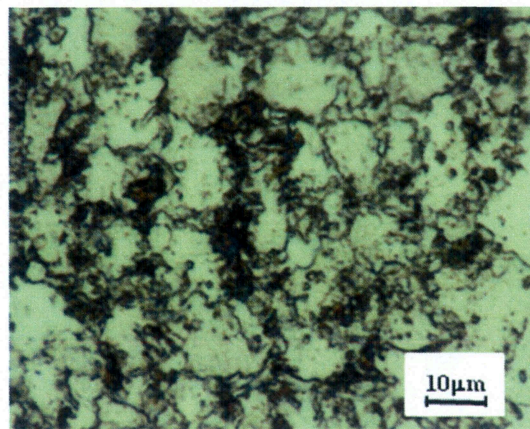
(i) 0.5s cooling



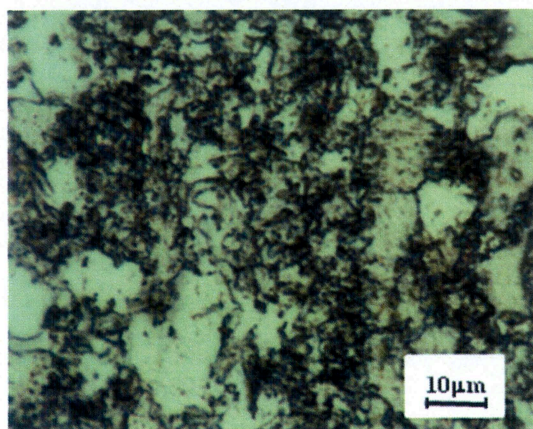
(ii) 0.7s cooling



(iii) 0.9s cooling



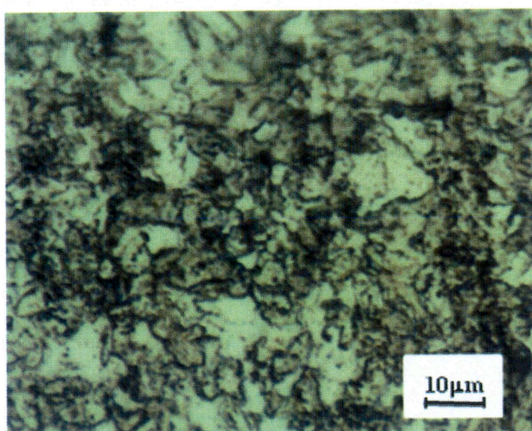
(iv) 1.1s cooling



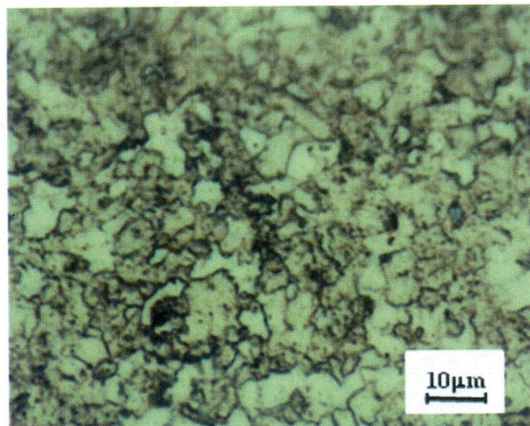
(v) 1.3s cooling

(a) 880°C heating

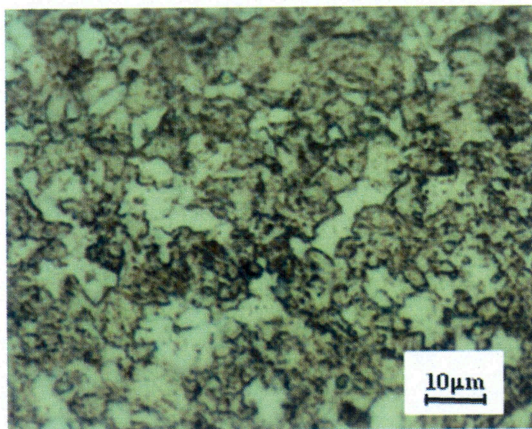
Fig.5.19 Metallographic structures of SAPH440



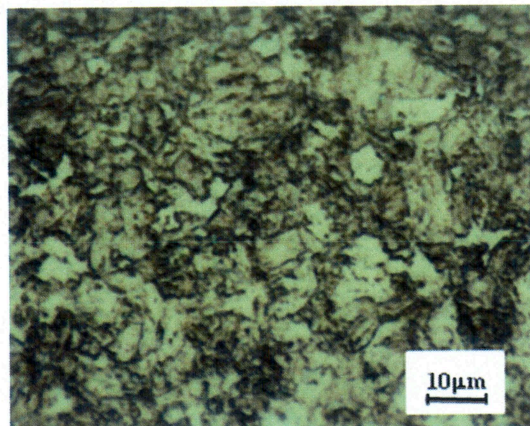
(i) 0.5s cooling



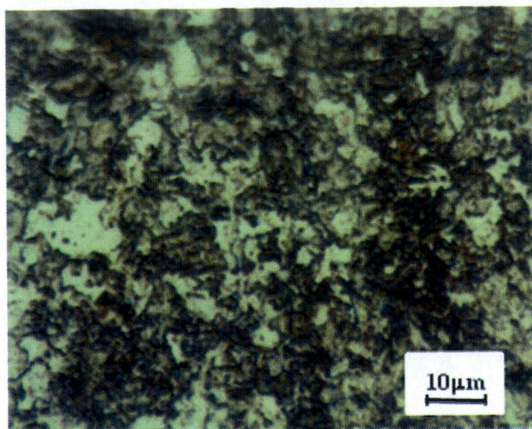
(ii) 0.7s cooling



(iii) 0.9s cooling



(iv) 1.1s cooling



(v) 1.3s cooling

(b) 970°C heating

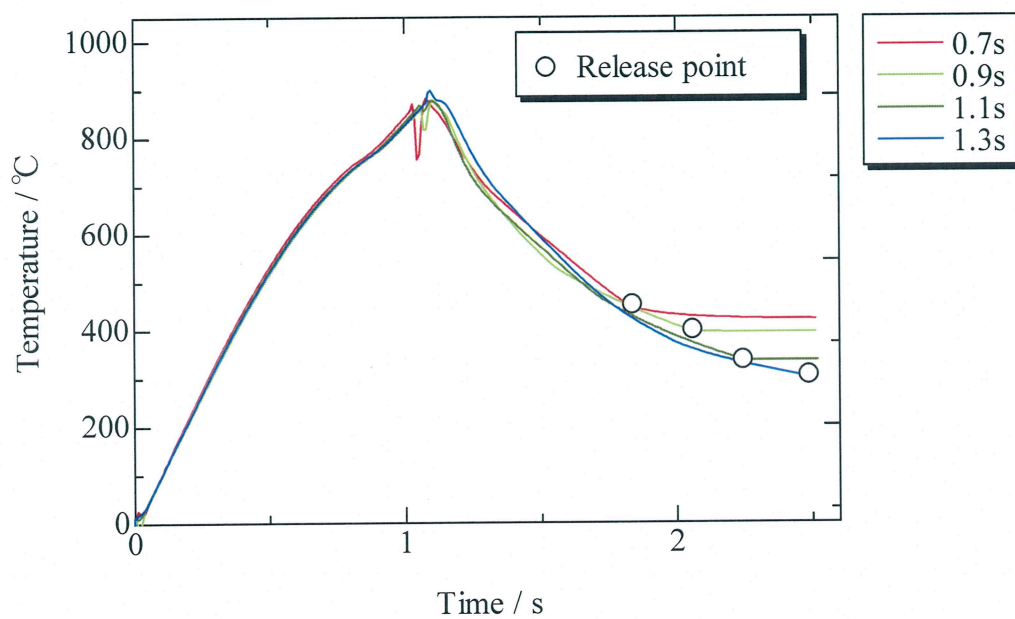
Fig.5.19 Metallographic structures of SAPH440

5.2.4 ビッカース硬さ試験

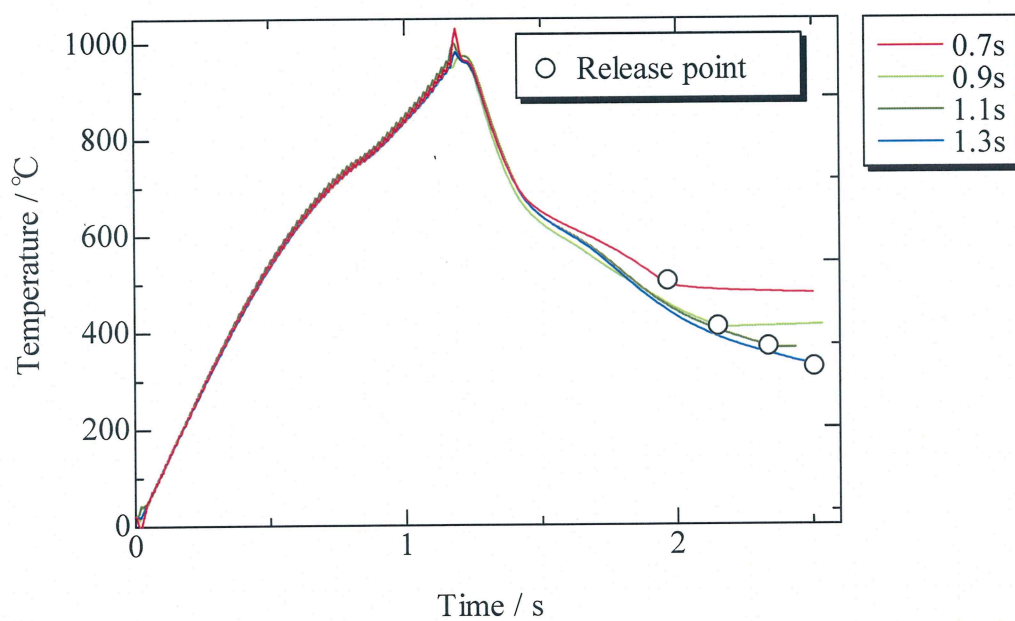
880℃加熱及び970℃加熱の冷却過程打抜きを行った試験片のビッカース硬さと解放温度との関係を図5.21に示す。プロットは10点の測定値を平均したものである。測定位置によって多少のばらつきがあったため、最大値と最小値も示した。ここで解放温度とは、試験片を鋼製ブロックによる挟み込み急冷から解放した時点での試験片の温度を意味する。解放温度（○）をプロットした試験片温度の冷却カーブを図5.20に示す。ビッカース硬さは解放温度の低下、すなわち冷却時間が増加するにつれて、880℃加熱、970℃加熱ともに増加傾向を示した。880℃加熱より970℃加熱の方が硬さの増加度合いが大きいのは、高温に加熱され、柔らかいフェライト相が減少したためである。受け入れ材の硬さ（154HV）と比較すると、880℃加熱では約1.4倍の217HV、970℃加熱では約1.8倍の283HVまで増加した。しかし電気炉内で900℃まで加熱し、約15分間等温保持後、水焼入れした試験片の硬さ（411HV）と比較すると、880℃加熱ではその53%程度、970℃加熱ではその70%程度と増加の度合いは極めて微小であり、ダイクエンチによる十分な焼入れ効果が得られていない。

そこで十分な焼入れ効果が得られないのは、冷却時間が短いためではないかと推測し、図 5.20 の実験よりさらに冷却時間を長くした冷却実験を行い、ビッカース硬さを測定した。なお、ここでは試験片の打抜きは行っておらず、挟み込み急冷のみとした。実験条件は、加熱温度を 900℃、冷却時間を 0.5, 1.0, 1.5, 2.0, 3.0, 5.0s とした。解放温度（○）をプロットした試験片温度の冷却カーブを図 5.22 に、ビッカース硬さと解放温度との関係を図 5.23 に示す。硬さは解放温度が低下するにつれて増加傾向を示した。しかし最も長く冷却した条件の冷却時間 5.0s での硬さが 220HV であり、図 5.21 の 880℃加熱の硬さの最大値（217HV）と同程度までしか上がっておらず、冷却時間を増加させてもダイクエンチによる十分な焼入れ効果が得られなかった。

結果として、SAPH440はもともとダイクエンチ用鋼板ではないため、焼きが入りやすいように調整されておらず焼入れ性は良くないのである。そのため、ダイクエンチによる硬さの増加はこれ以上期待できないと思われる。



(a) 880°C heating



(b) 970°C heating

Fig.5.20 Cooling curve

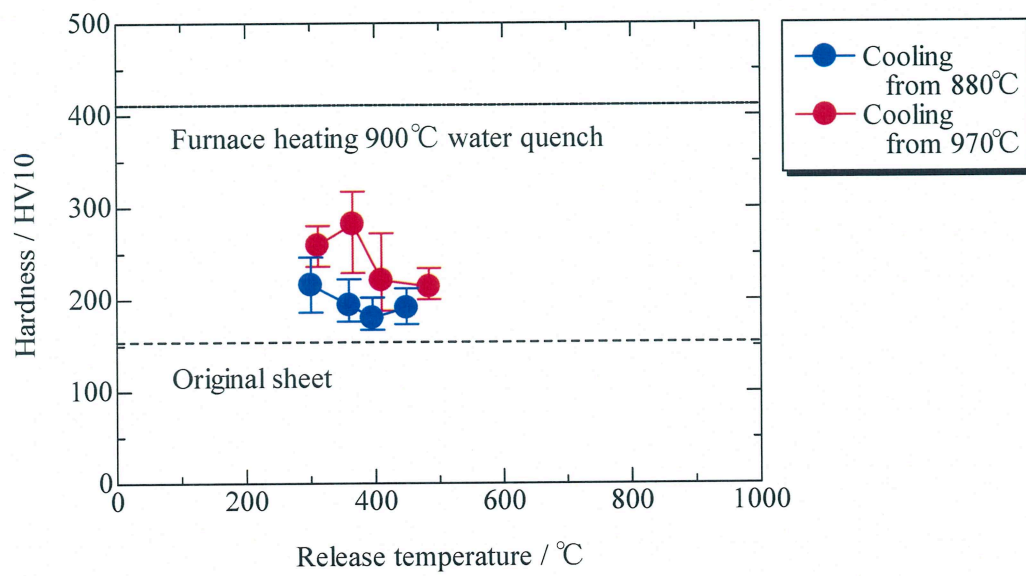


Fig.5.21 Variations of Vickers hardness with release temperature

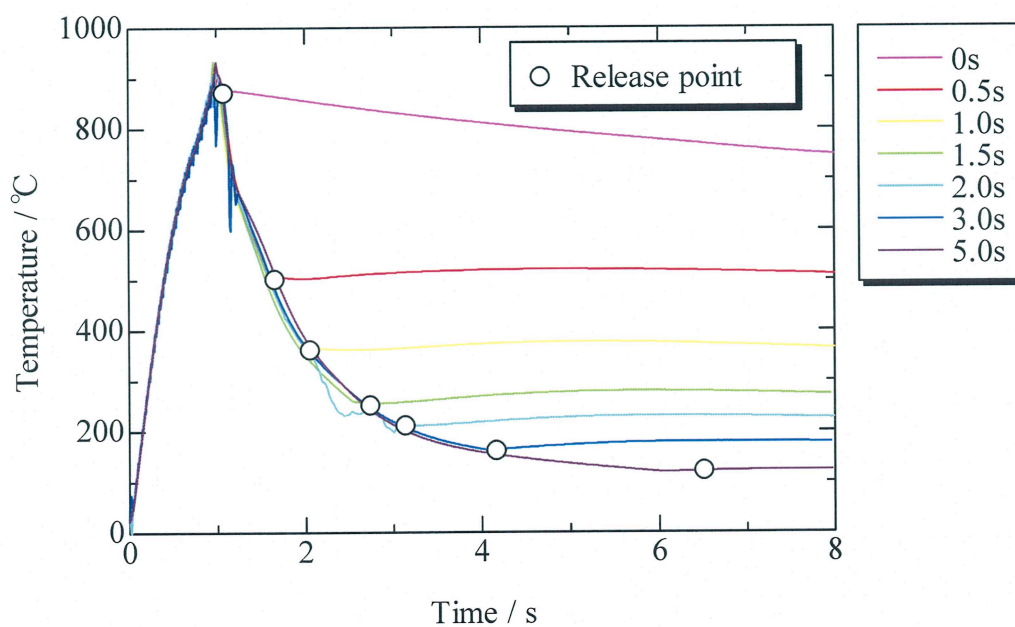


Fig.5.22 Cooling curve

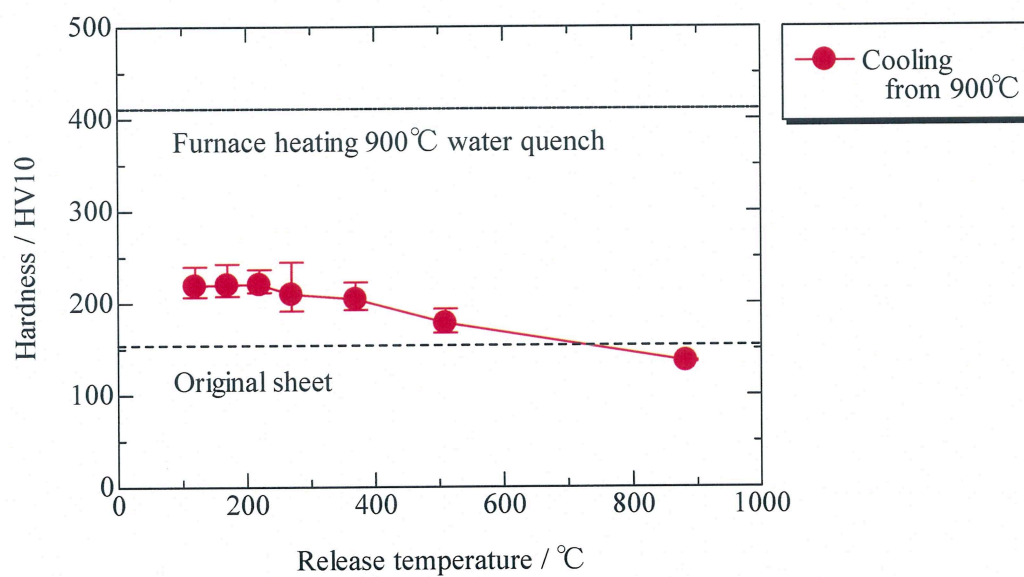


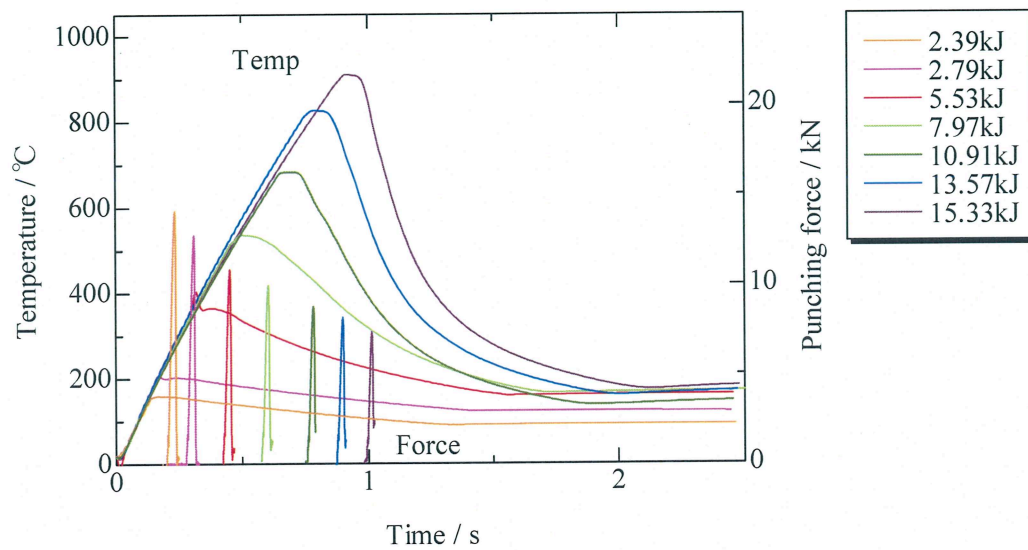
Fig.5.23 Variations of Vickers hardness with release temperature

5.3 SUS304の場合

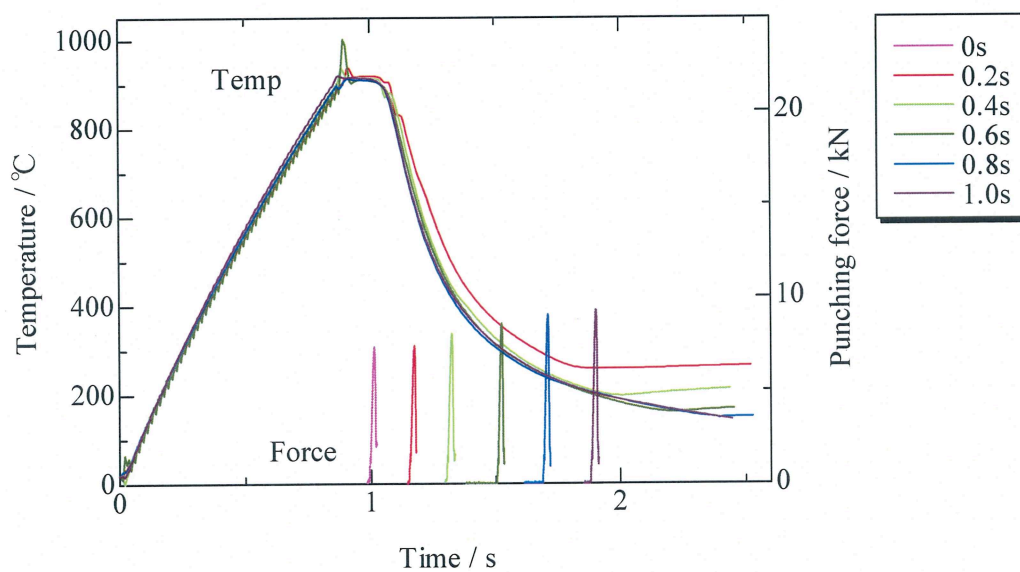
5.3.1 打抜き実験結果

SUS304の加熱過程及び冷却過程での試験片温度の時間変化と、打抜き実験での打抜き荷重の測定結果を図5.24に示す。(a)は加熱過程、(b)は冷却過程における打抜き実験結果である。加熱過程での打抜き荷重は打抜き温度の上昇とともにゆるやかに減少し、冷却過程での打抜き荷重は打抜き温度の低下とともにゆるやかに増加している。SAPH440のような急激な荷重の増加がみられないのは、オーステナイト系ステンレスが合金設計によって、高温で存在するオーステナイトを常温でもマルテンサイトに変化させないようにしており、急冷による焼入れ硬化性を持たないためである。つまりSUS304における荷重の増減は、温度による変形抵抗の変化にのみ依存している。

打抜き荷重と打抜き温度の関係を、加熱過程の結果も含めて図5.25に示す。参考までに、せん断応力への換算値も示した。また試験片を一度加熱し、室温まで空冷した後の打抜き荷重の結果も示した。この荷重と受け入れ材を室温で打ち抜いた荷重との間に大きな差はみられなかったため、この材料は加工硬化していないと思われる。図5.25を図5.4のSAPH440の結果と比較すると、SAPH440では加熱過程の600℃付近に青熱脆性によると思われる打抜き荷重の増加が見られ、冷却過程と加熱過程の打抜き荷重の推移の仕方がかなり異なっているが、一方SUS304では冷却過程と加熱過程でほぼ同じように打抜き荷重が推移している。これは、オーステナイト系ステンレス鋼の特性である、青熱脆性が起こらないことが起因していると考えられる。SUS304は加熱過程、冷却過程ともに変態を伴わず、組織が常にオーステナイトであるため、青熱脆性による荷重の増加がみられず、荷重が加熱過程と冷却過程で同様の値となったのではないかとと思われる。またSAPH440では、冷却過程において青熱脆性による荷重の増加がみられなかったが、これははじめにフェライトとパーライトの混ざり物であった組織が加熱され、フェライトの一部がオーステナイトに変態したためではないかとと思われる。



(a) Heating process



(b) Cooling process

Fig.5.24 Experimental data of SUS304

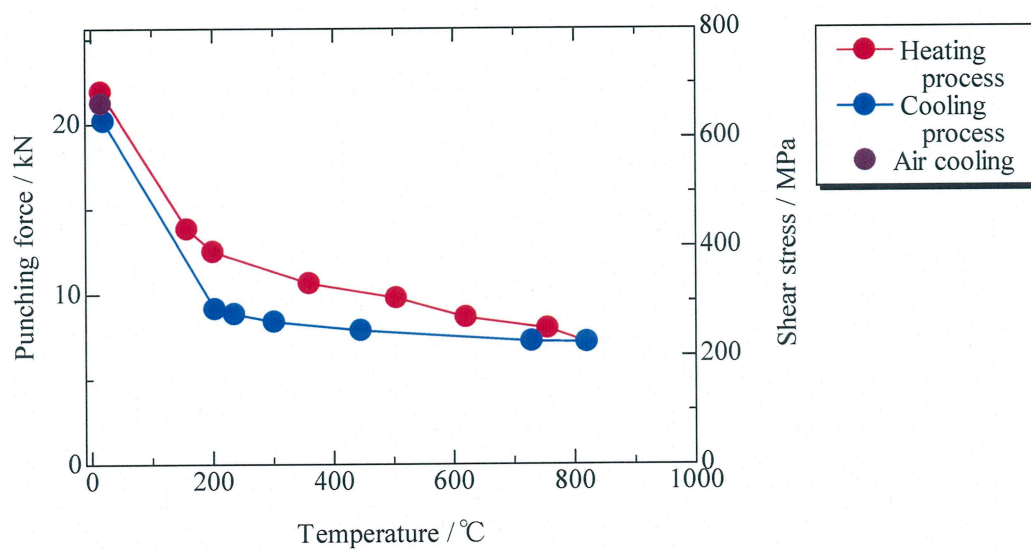


Fig.5.25 Relationship between temperature and shear stress

5.3.2 切断ディスク高さ

SAPH440と同様に、SUS304でも打ち抜かれたディスクの高さをマイクロメーターで測定した。SUS304の測定したディスク高さと打抜き温度との関係を図5.26に示す。

図5.15のSAPH440の結果と比較すると、SAPH440では、加熱過程のディスク高さは常にほぼ一定で、冷却過程のディスク高さは冷却するにつれて増加傾向を示した。これは加熱することでフェライトの一部がオーステナイトに変態して、オーステナイトの量が増加したためだと思われる。つまり加工硬化指数の大きいオーステナイトの増加により試験片の加工硬化指数が大きくなり、ひずみが集中しなくなるため、冷却過程打抜きにおいてディスクが大きな変形を起こしたと考えられる。また、その現象は加熱温度が高くなるほど顕著であるため、880℃より970℃の方が湾曲の度合いが大きい。

一方、SUS304では加熱過程だけでなく、冷却過程もディスク高さが一定であった。これは、SUS304はもとの組織がオーステナイトで、相変態を起こさないで冷却過程の組織もオーステナイトのままであり、加工硬化指数が変わらないためだと考えられる。

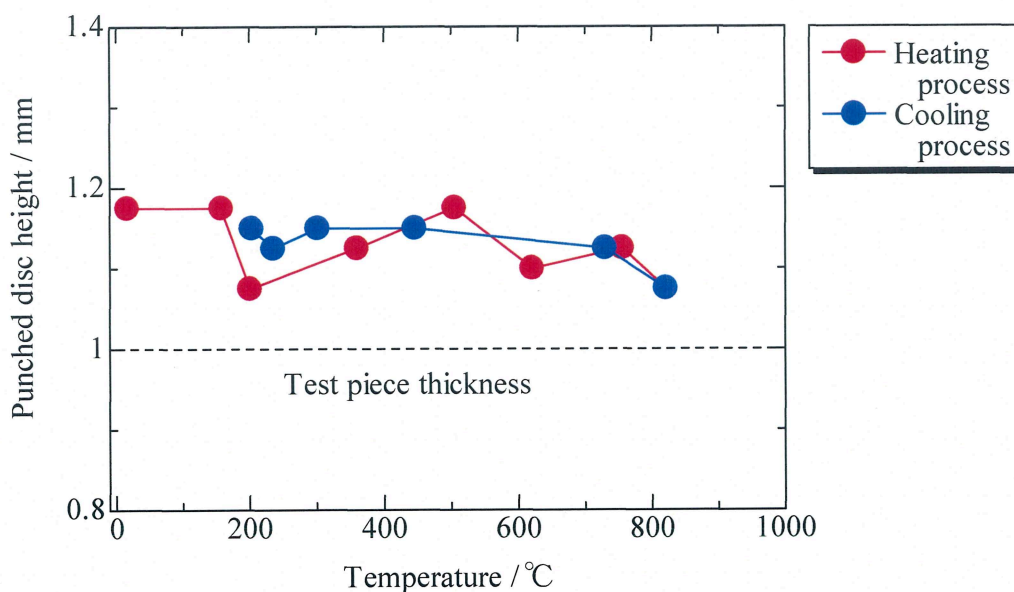


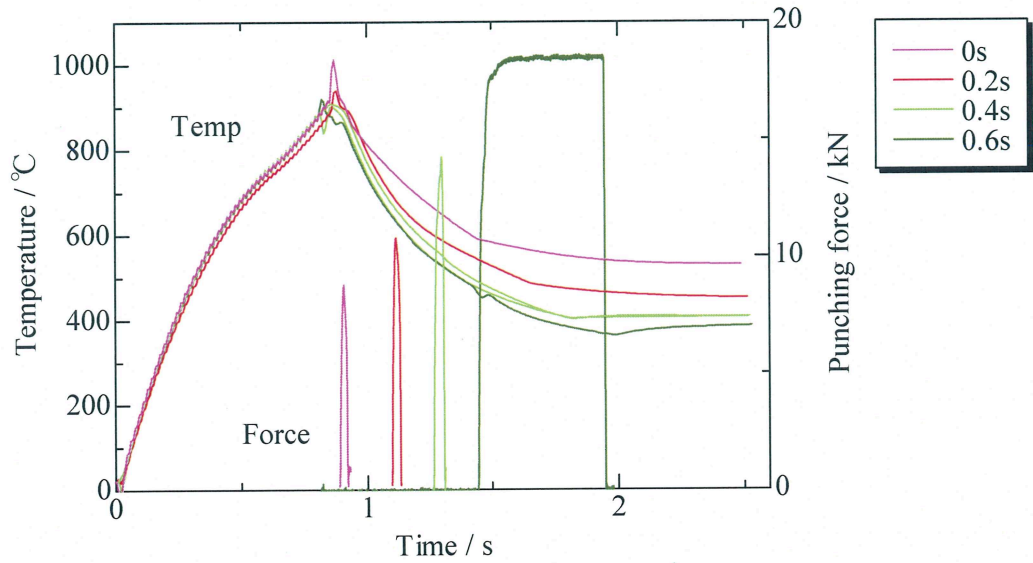
Fig.5.26 Variation of punched disc height with punching temperature compared with test piece thickness

5.4 NHPC-1500の場合

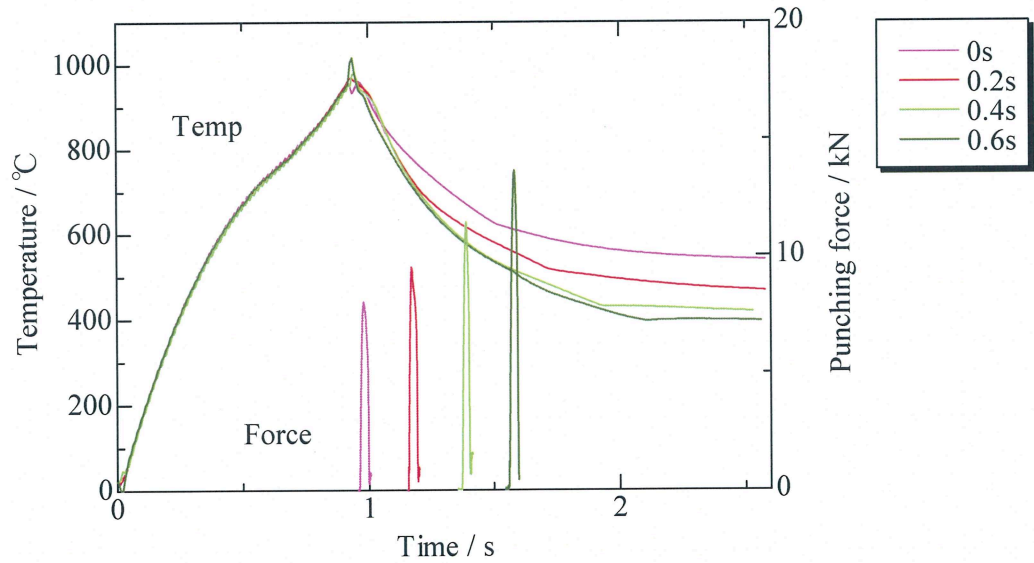
5.4.1 打抜き実験結果

NHPC-1500の冷却過程での試験片温度の時間変化と、打抜き実験での打抜き荷重の測定結果を図5.27に示す。(a)は900℃加熱、(b)は970℃加熱、(c)は1050℃加熱における打抜き実験結果である。NHPC-1500の打抜き実験では、冷却時間が0.6sの条件までしか打抜き実験を行うことができなかった。それ以降の条件では、打抜き荷重がプレス機の容量を超えてしまい、データを取ることができなかった。図5.27(a)の900℃加熱で冷却時間が0.6sの条件は、打抜き荷重がプレス機の容量を超え、打ち抜けなかったデータである。SAPH440の打抜き実験（図5.3(b)）では、冷却時間が0.8sの条件まで打抜きが可能であることから、NHPC-1500のダイクエンチによる打抜き荷重の増加率の大きさ、つまり焼入れ硬化性の良さが顕著に表れているといえる。

打抜き荷重と打抜き温度の関係を図5.28に示す。参考までに、せん断応力への換算値も示した。900℃加熱、970℃加熱では、打抜き荷重は打抜き温度の低下とともにゆるやかな増加を示しているが、合金成分組成から計算されるマルテンサイト変態開始点（ $M_s = 430^\circ\text{C}$ ）に近い400℃～500℃のあたりからは、急激に荷重の増加率が大きくなっていることが分かる。鋼製ブロックの挟み込みによる急冷でマルテンサイト変態を生じ始め、試験片が硬化したためである。1050℃加熱においても同じような傾向を示しているが、計算した M_s 点よりもかなり高い650℃前後から急激な荷重の増加がみられた。なお、900℃加熱で冷却時間が0.6sの条件では打抜き荷重がプレス機の容量を超え、打ち抜けなかったため正確なデータが取れていない。よって図5.28(a)900℃加熱の500℃前後における打抜き荷重は、本来は図に示したプロットよりもさらに上にあるはずである。

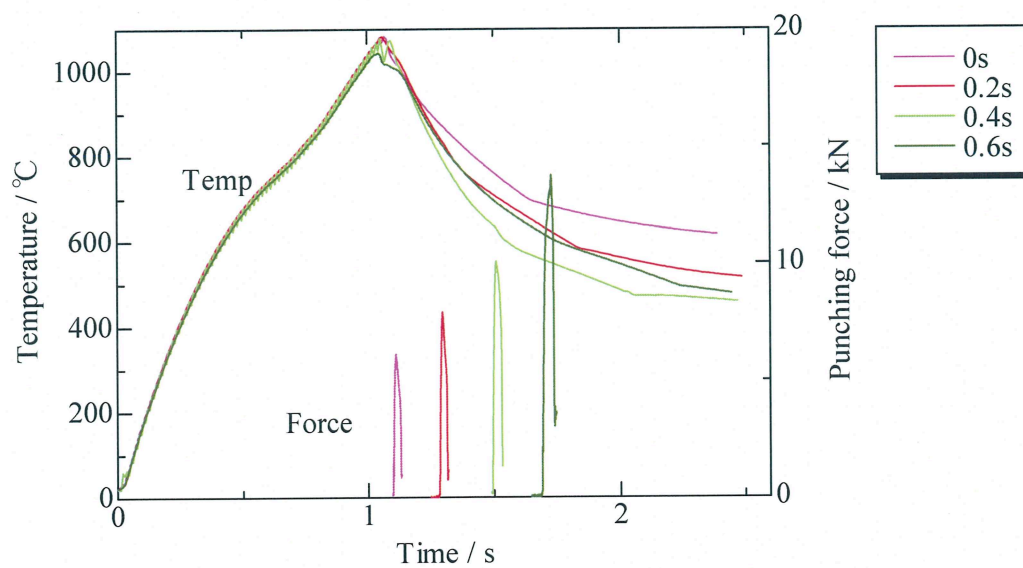


(a) 900°C heating



(b) 970°C heating

Fig.5.27 Experimental data of NHPC-1500 in cooling process



(c) 1050°C heating

Fig.5.27 Experimental data of NHPC-1500 in cooling process

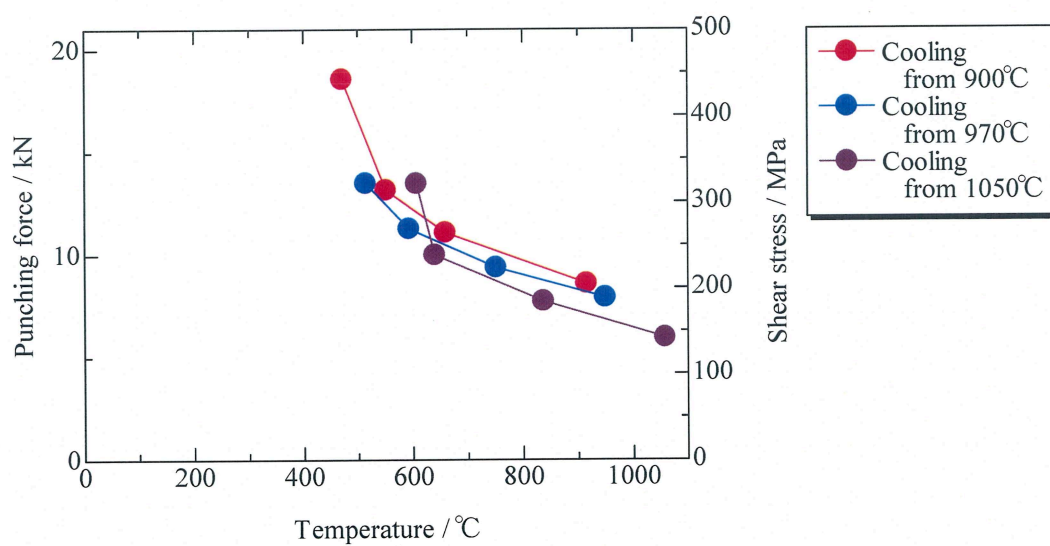


Fig.5.28 Relationship between temperature and shear stress

5.4.2 切断面性状

NHPC-1500 の冷却過程打抜き各冷却段階における切断面写真を図5.29に示す。図5.29 (a)は900℃加熱、(b)は970℃加熱、(c)は1050℃加熱の冷却過程打抜きの切断面写真である。切断面は900℃加熱、970℃加熱、1050℃加熱ともに、冷却が進むにつれてせん断面は減少、破断面は増加傾向を示した。合金成分組成から計算されるマルテンサイト変態開始点

($M_s = 430^\circ\text{C}$) に最も近い温度である図5.29(b)970℃加熱の514℃での切断面は、それより高い温度で打ち抜いた切断面に比べ、破断面が大きく増加しており、せん断面も少し荒れている。これは挟み込みによる急冷でマルテンサイト変態を生じ始め、試験片が硬化したためである。

切断面写真より測定した切断面のだれ、せん断面、破断面の面積率の打抜き温度による変化を図5.30に示す。温度の低下とともに破断面の面積率は増加、せん断面の面積率は減少傾向を示した。(a)900℃加熱、(c)1050℃加熱はその傾向がゆるやかである。一方、(b)970℃加熱は、3つの加熱温度のうち最も低温まで冷却した実験であり、破断面の面積率の増加率、せん断面の面積率の減少率が最も大きくなっている。破断面は打抜き温度が970℃では19%であり、514℃では38%と大きく増加しており、またせん断面は打抜き温度が970℃では67%であり、514℃では47%と大きく減少している。これより、500℃前後の温度においてマルテンサイト変態が開始され、試験片が硬化したと推定される。

だれの打抜き温度による変化を図5.31に、かえりの打抜き温度による変化を図5.32に示す。だれ、かえりとも温度依存性はほとんどみられなかった。

冷却過程で打ち抜かれたディスクはSAPH440と同様に湾曲した形状を示した。その傾向もSAPH440と同様に打抜き温度の低下とともに強まっている。打ち抜かれたディスクの高さをマイクロメーターで測定した。ディスクの高さと打抜き温度との関係を図5.33に示す。ディスク高さは冷却するにつれて増加傾向を示している。また、900℃、970℃、1050℃と加熱温度が高くなるにつれて、ディスクの湾曲が著しくなっている。

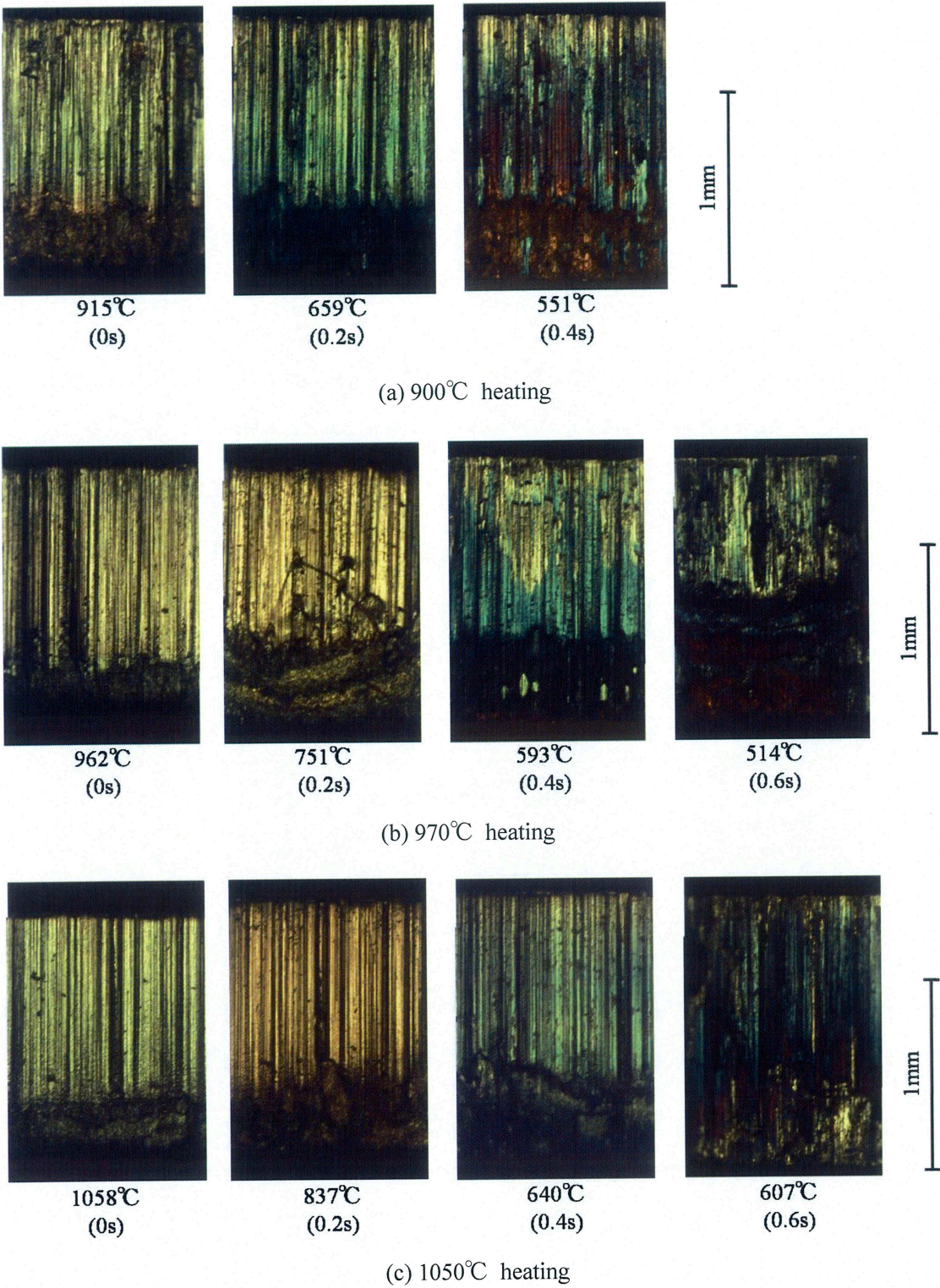
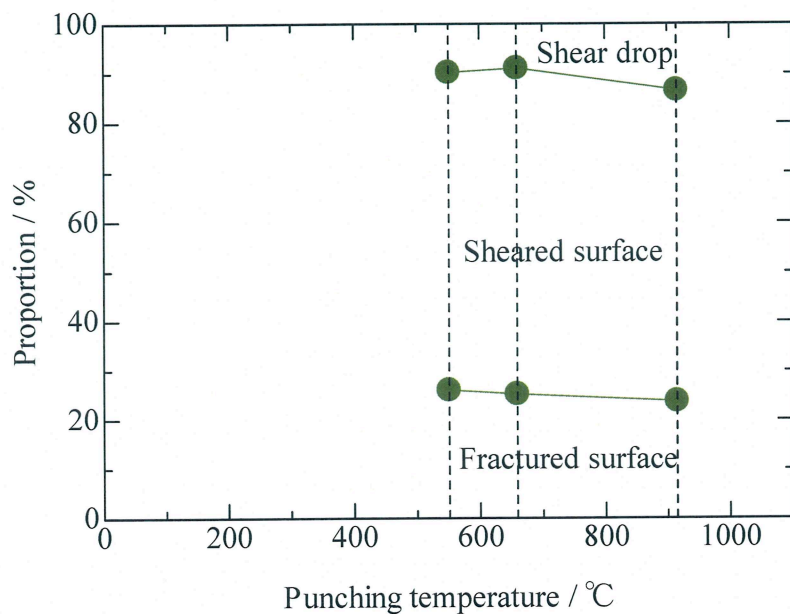
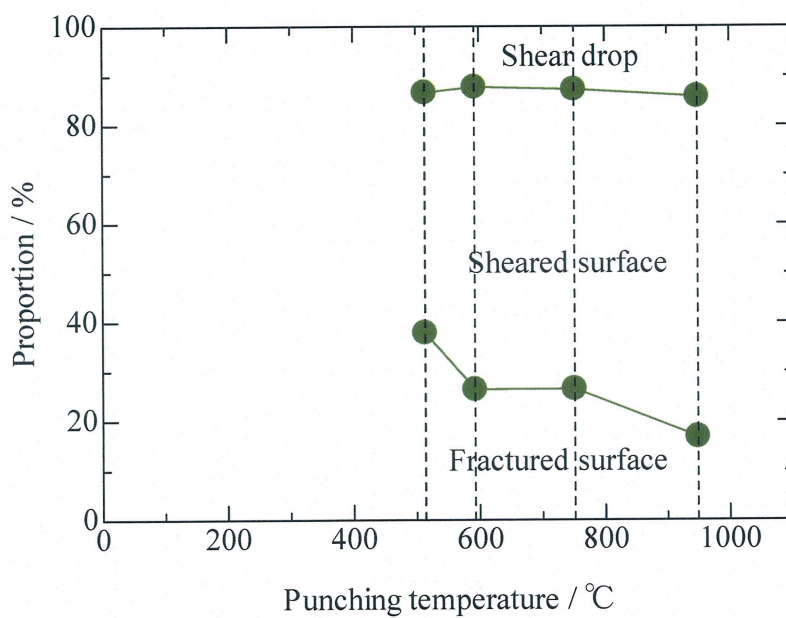


Fig.5.29 Photographs of cut surfaces of punched test piece

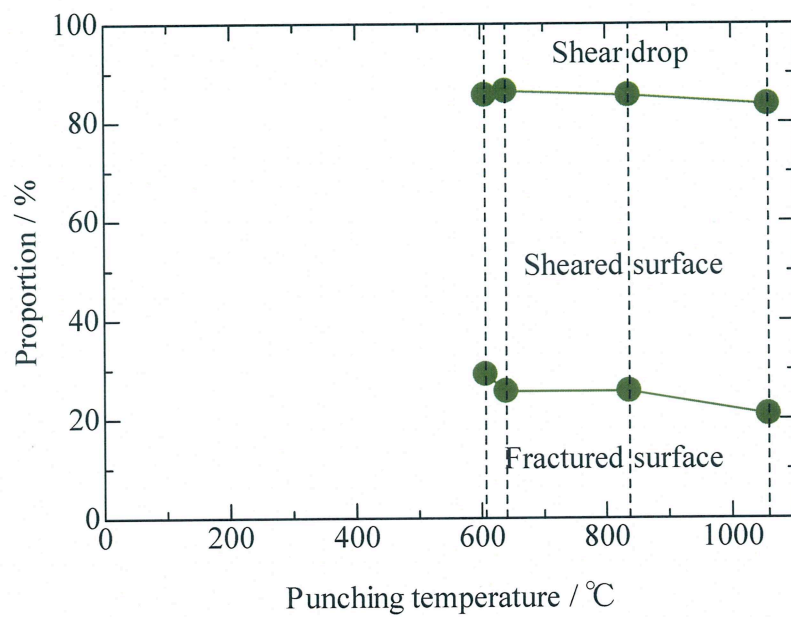


(a) 900°C heating



(b) 970°C heating

Fig.5.30 Variations of proportions of shear drop, sheared surface and fractured surface



(c) 1050°C heating

Fig.5.30 Variations of proportions of shear drop, sheared surface and fractured surface

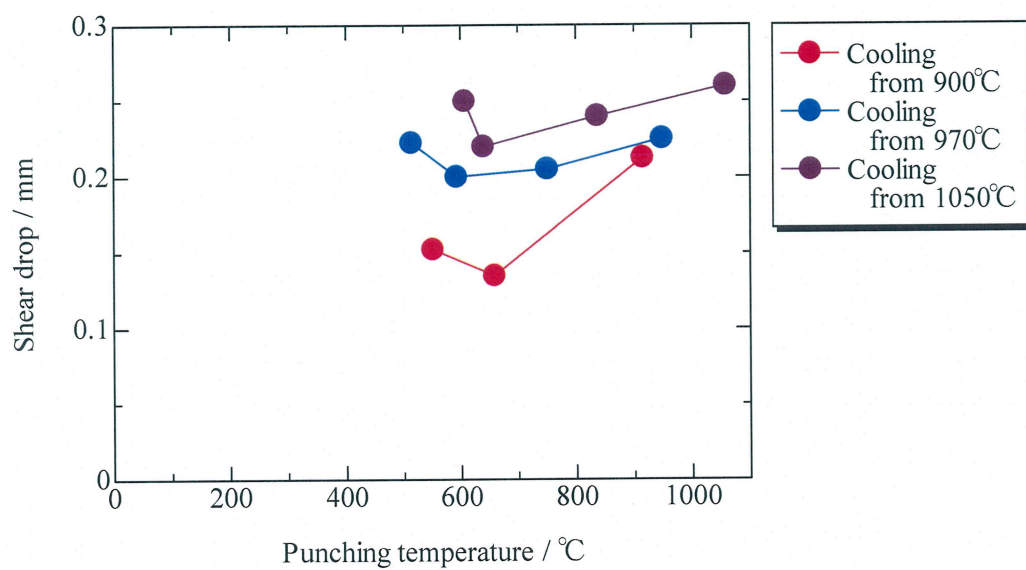


Fig.5.31 Variations of shear drop with punching temperature

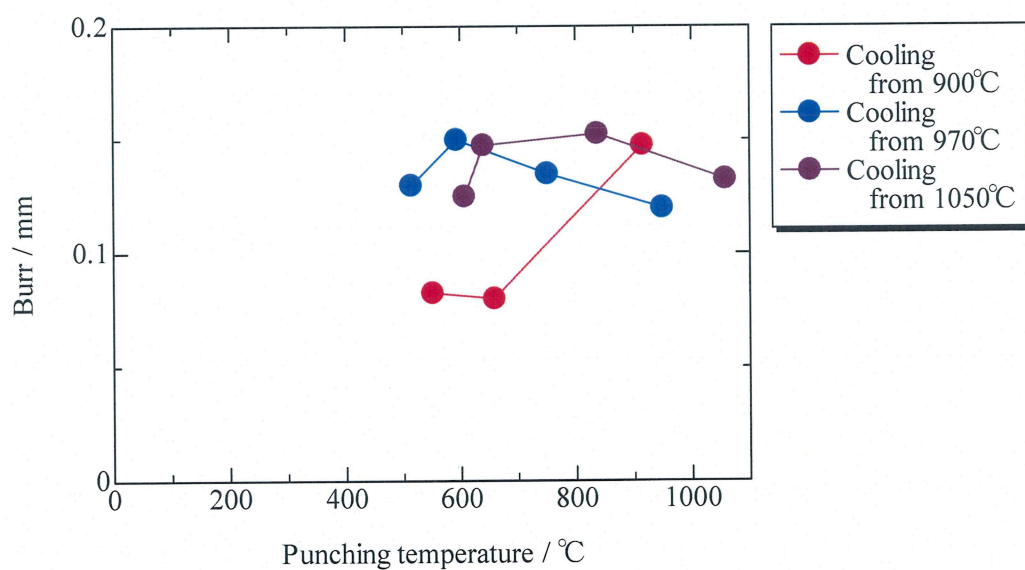


Fig.5.32 Variations of burr with punching temperature

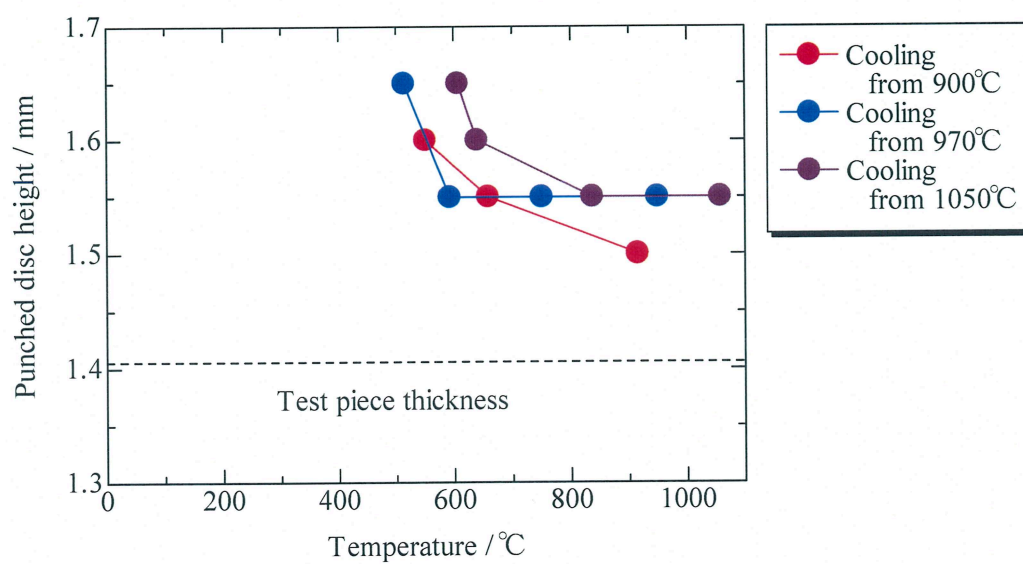
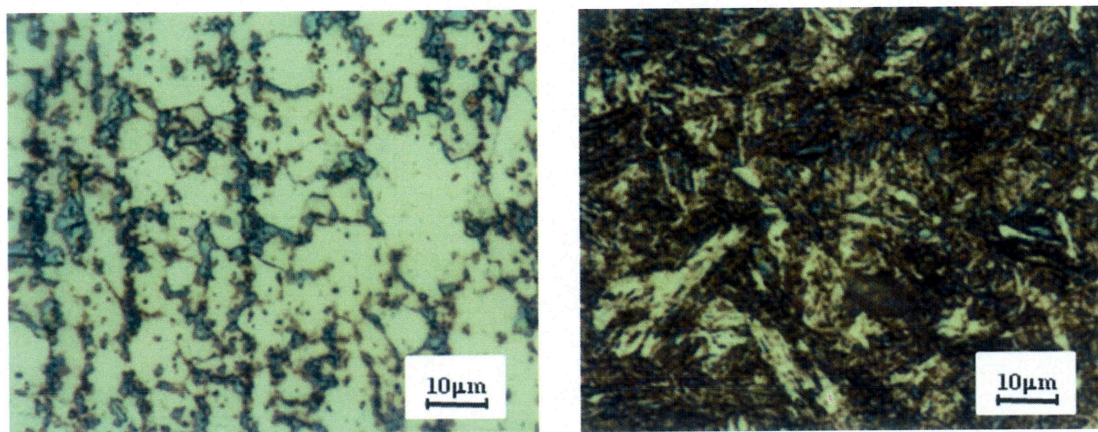


Fig.5.33 Variation of punched disc height with punching temperature compared with test piece thickness

5.4.3 組織観察

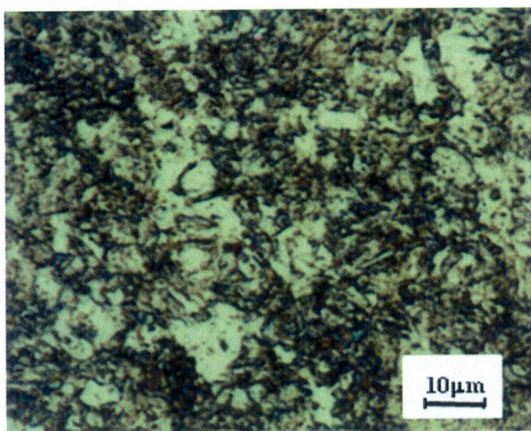
NHPC-1500の金属組織の写真を図5.34に示す。(i)は供試材，(ii)は電気炉内で900℃まで加熱し，約15分間等温保持後，水焼入れした試験片の金属組織である。また(a)は900℃加熱，(b)は970℃加熱，(c)は1050℃加熱した後にそれぞれ(i)0.5s, (ii)0.7s, (iii)0.9s, (iv)1.1s, (v)2.0s, (vi)5.0s冷却した試験片の金属組織である。900℃, 970℃, 1050℃加熱すべてにおいて，(i) 0.5s cooling や(ii) 0.7s coolingの組織では，多少緑のフェライトが残存しているが，それ以降の組織では，ほぼ黒いマルテンサイトが占めている。SAPH440の組織と比較すると，NHPC-1500の焼入れ性のよさが分かる。



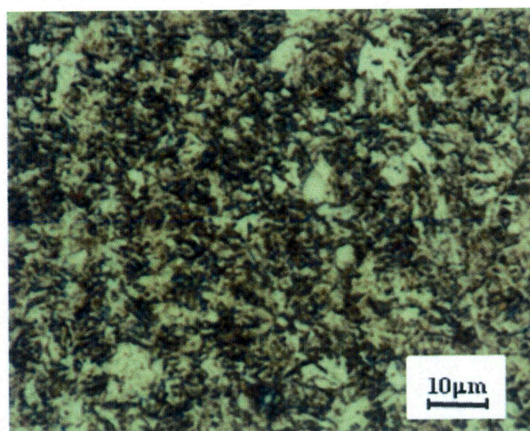
(i) Original sheet

(ii) Furnace heating 900℃, water quench

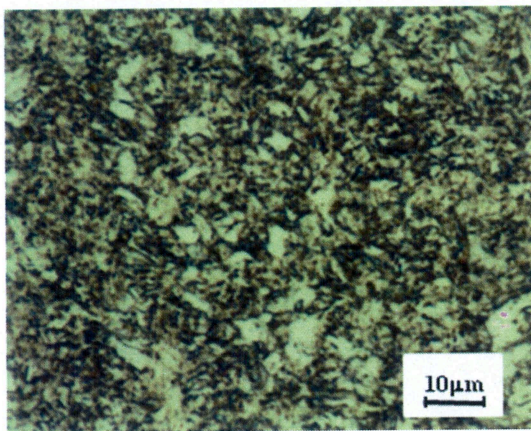
Fig.5.34 Metallographic structures of NHPC-1500



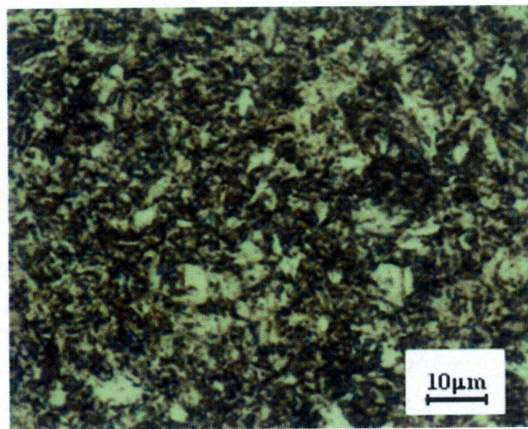
(i) 0.5s cooling



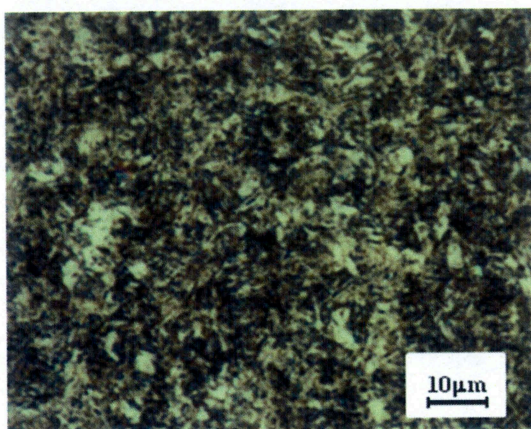
(ii) 0.7s cooling



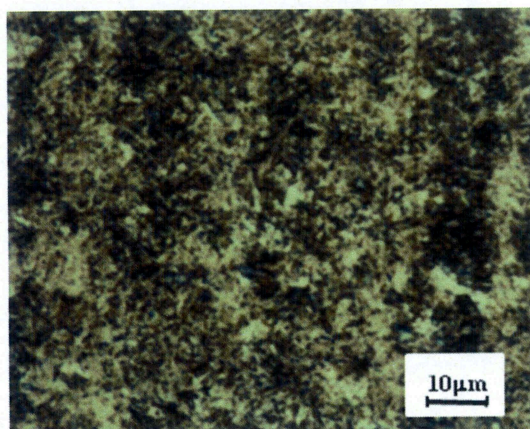
(iii) 0.9s cooling



(iv) 1.1s cooling



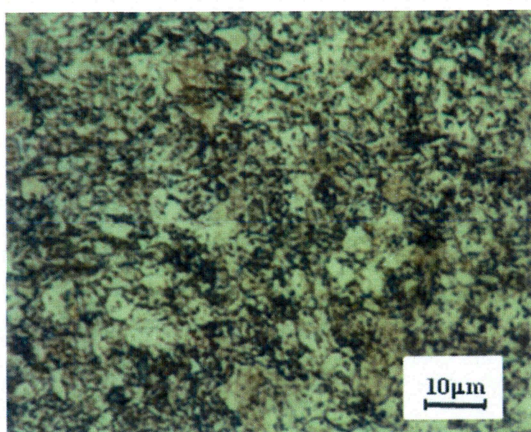
(v) 2.0s cooling



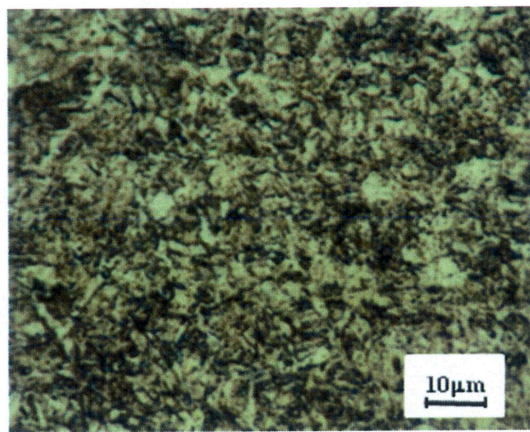
(vi) 5.0s cooling

(a) 900°C heating

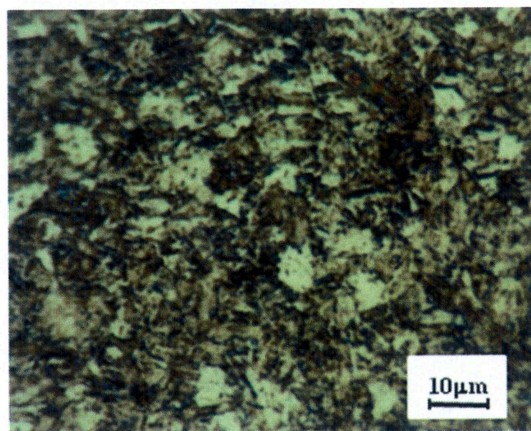
Fig.5.34 Metallographic structures of NHPC-1500



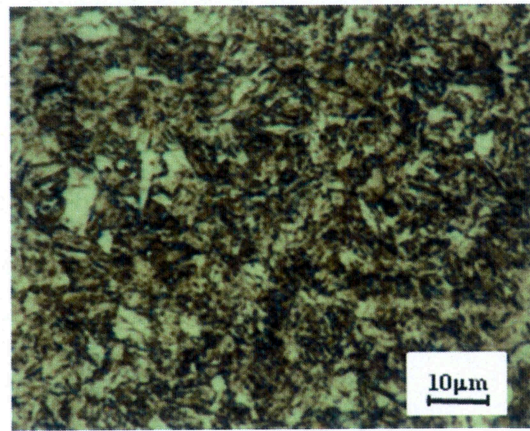
(i) 0.5s cooling



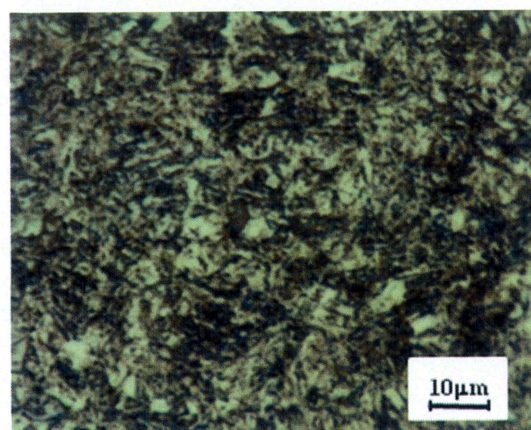
(ii) 0.7s cooling



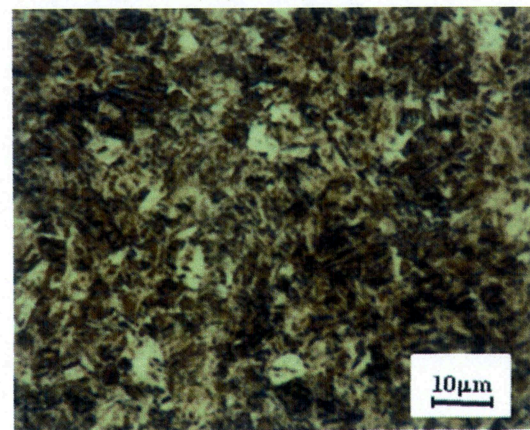
(iii) 0.9s cooling



(iv) 1.1s cooling



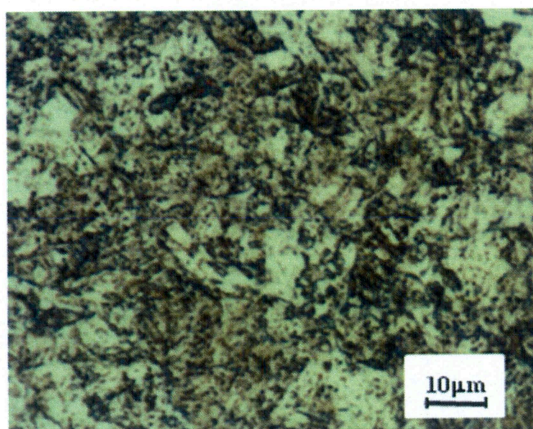
(v) 2.0s cooling



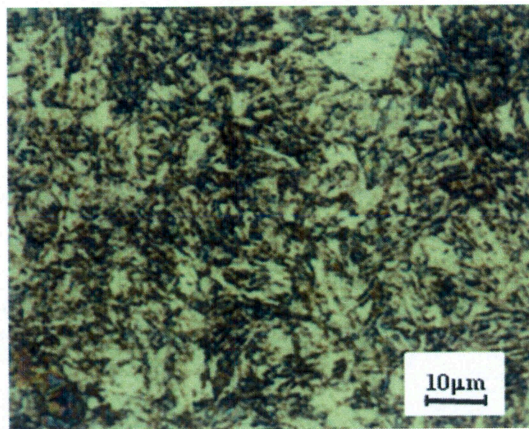
(vi) 5.0s cooling

(b) 970°C heating

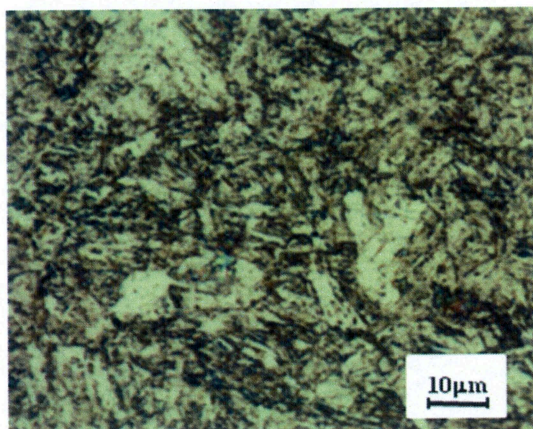
Fig.5.34 Metallographic structures of NHPC-1500



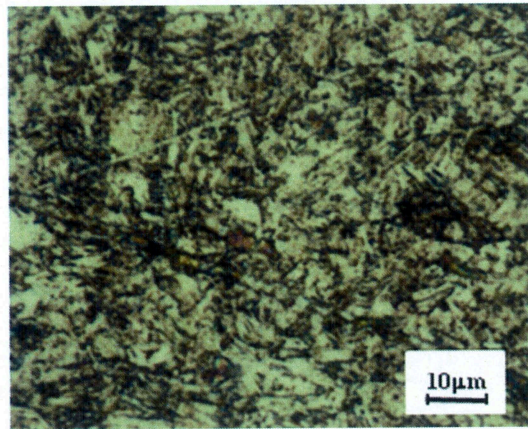
(i) 0.5s cooling



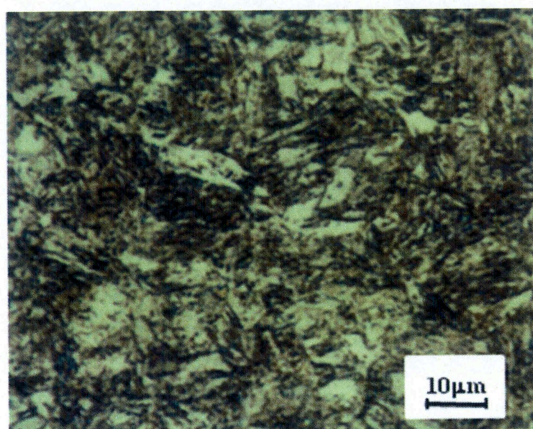
(ii) 0.7s cooling



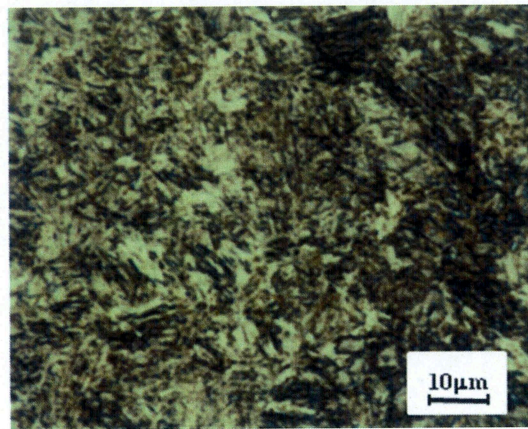
(iii) 0.9s cooling



(iv) 1.1s cooling



(v) 2.0s cooling



(vi) 5.0s cooling

(c) 1050°C heating

Fig.5.34 Metallographic structures of NHPC-1500

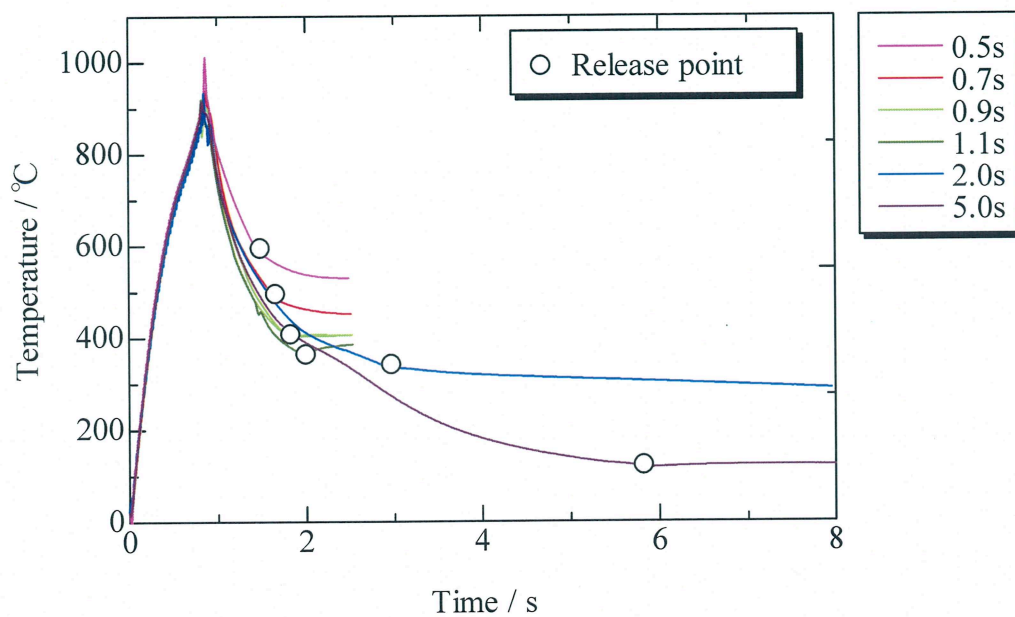
5.4.4 ビッカース硬さ試験

900℃加熱，970℃加熱，1050℃加熱の冷却過程打抜きを行った試験片のビッカース硬さと解放温度との関係を図5.36に示す．プロットは10点の測定値を平均したものである．測定位置によって多少のばらつきがあったため，最大値と最小値も示した．ここで解放温度とは，試験片を鋼製ブロックによる挟み込み急冷から解放した時点での試験片の温度を意味する．解放温度（○）をプロットした試験片温度の冷却カーブを図5.35に示す．ビッカース硬さは解放温度の低下，すなわち冷却時間が増加するにつれて増加傾向を示した．その傾向は加熱温度によらず，すべての加熱温度において同じような硬さの推移となっている．最も長く冷却した冷却時間5.0sの条件における硬さは，900℃加熱では495HV，970℃加熱では490HV，1050℃加熱では485HVまで達している．受け入れ材の硬さ（153HV）と比較すると，約3.2倍に増加している．硬さは引張り強さと密接な関係があるが，特にビッカース硬さにおいては式(5.3)に示す関係が成り立つ．

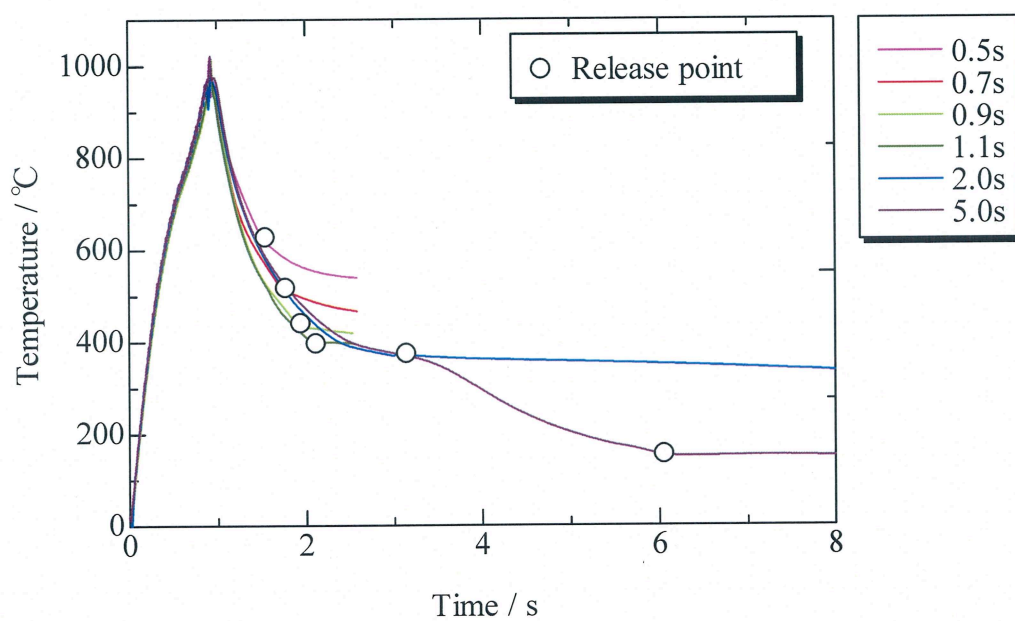
$$HV \cong \frac{3\sigma}{g} \quad (200 \leq HV \leq 700) \quad (5.3)^{7)}$$

HV : ビッカース硬さ [HV] , σ : 引張り強さ [MPa] , g : 重力加速度 [m/s²]

式(5.3)に測定した硬さを代入すると，硬さ495HVの試験片では引張り強さが1600MPa相当と推定でき，“NHPC-1500”の示す引張り強さ1500MPaと同程度以上の値が得られている．これは受け入れ材の引張り強さ(542MPa)のおよそ3倍の値である．電気炉内で900℃まで加熱し，約15分間等温保持後，水焼入れした試験片の硬さ（500HV）と比較しても，ほぼ同程度まで達している．以上のことよりNHPC-1500では，鋼製ブロックによる挟み込み急冷，すなわちダイクエンチにおいて十分な焼入れ効果を得ることができた．

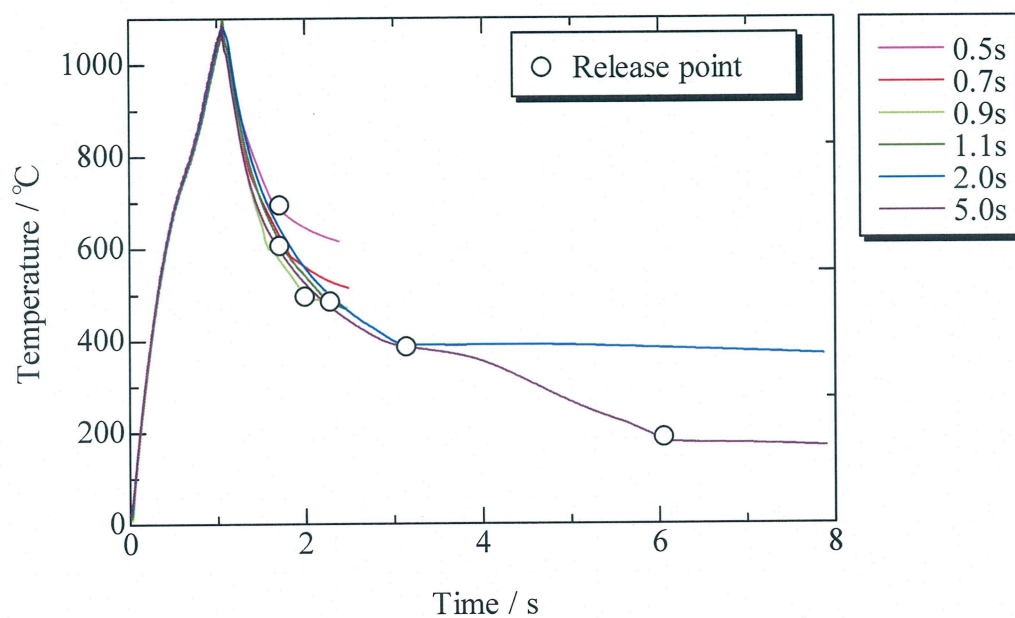


(a) 900°C heating



(b) 970°C heating

Fig.5.35 Cooling curve



(c) 1050°C heating

Fig.5.35 Cooling curve

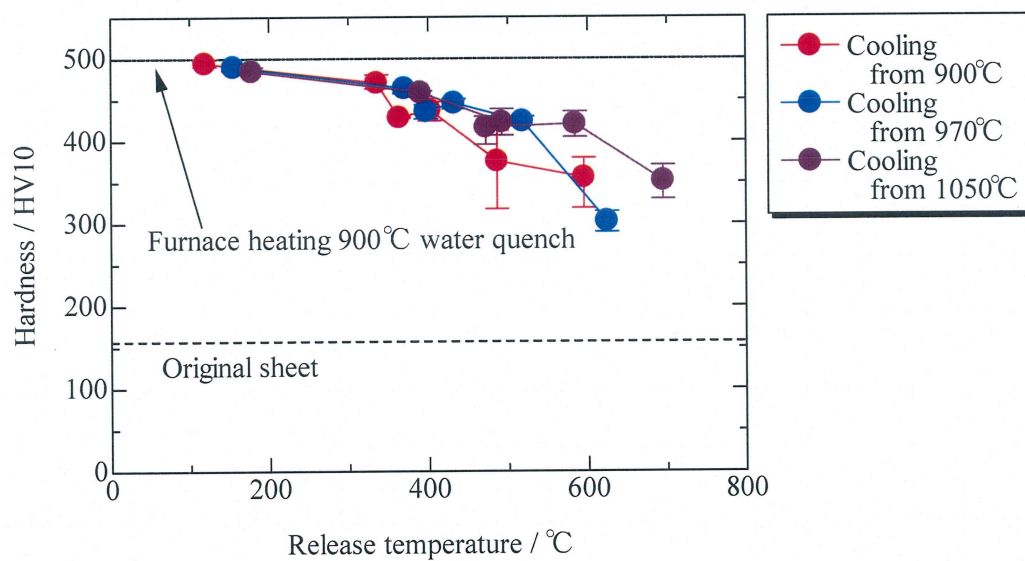


Fig.5.36 Variations of Vickers hardness with release temperature

5.5 冷却シミュレーション

5.5.1 一次元伝熱解析

実験では試験片の側面の温度しか測定できない．そこで，冷却時の試験片の側面と中心部の温度差がどれくらいあるのか調べるために，試験片のダイスによる挟み込み急冷時の冷却シミュレーションを行った．一次元の伝熱解析モデルを図 5.37 に示す．モデルの上下左右が対称であるため，解析は図中の — で囲んだ部分について行った．計算モデル，初期条件，材料の物性値を図 5.38 に示す．初期条件は，試験片の温度を 900℃，ダイスの温度を 20℃とした．熱伝導率と比熱は温度依存性があるため，試験片の熱伝導率と比熱をそれぞれ式(5.4)，(5.5)のように定義した．また，ダイスの熱伝導率と比熱をそれぞれ式(5.6)，(5.7)のように定義した．式中の記号 S ， D は Steel，Die の頭文字を意味する．なお，この式は金属データブックに掲載されている数値をもとに一次近似したものである⁸⁾．

$$K_S = 10^{-5} \cdot T + 0.0137 \text{ (W/mm} \cdot \text{k)} \quad (5.4)$$

$$C_{pS} = 0.1437 \cdot T + 415.48 \text{ (J/kg} \cdot \text{k)} \quad (5.5)$$

$$K_D = -6 \cdot 10^{-5} \cdot T + 0.0732 \text{ (W/mm} \cdot \text{k)} \quad (5.6)$$

$$C_{pD} = 0.5454 \cdot T + 419.36 \text{ (J/kg} \cdot \text{k)} \quad (5.7)$$

計算は式(5.8)，(5.9)に基づいて行った．式(5.8)は隣り合った要素間を移動する熱量の計算式，式(5.9)は各要素の次の時間ステップにおける温度の計算式である．

$$Q_{(i+1,j)} = S \cdot K \cdot \Delta t \cdot \frac{(T_{(i,j)} - T_{(i+1,j)})}{\frac{L+L}{2}} \quad (5.8)$$

$$T_{(i,j+1)} = T_{(i,j)} + \frac{(Q_{(i,j)} - Q_{(i+1,j)})}{C_p \cdot S \cdot L \cdot \rho} \quad (5.9)$$

試験片とダイスの接触面は全面接触しておらず、部分接触である。よって、ここでは試験片とダイスの接触面の熱伝導率は、式(5.10)に示すように仮定した試験片とダイスの接触率 α を熱伝導率に乗じたものとした。

$$K = \frac{K_s \cdot K_D}{K_s + K_D} \cdot \frac{\alpha}{100} \quad (5.10)$$

1ステップを 0.0001s として、1s までの冷却シミュレーションを行った際の計算結果を図 5.39 に示す。計算結果では、試験片とダイスの接触率 α を 0.87% と仮定したとき、実験結果と同じような冷却カーブを再現することができた。

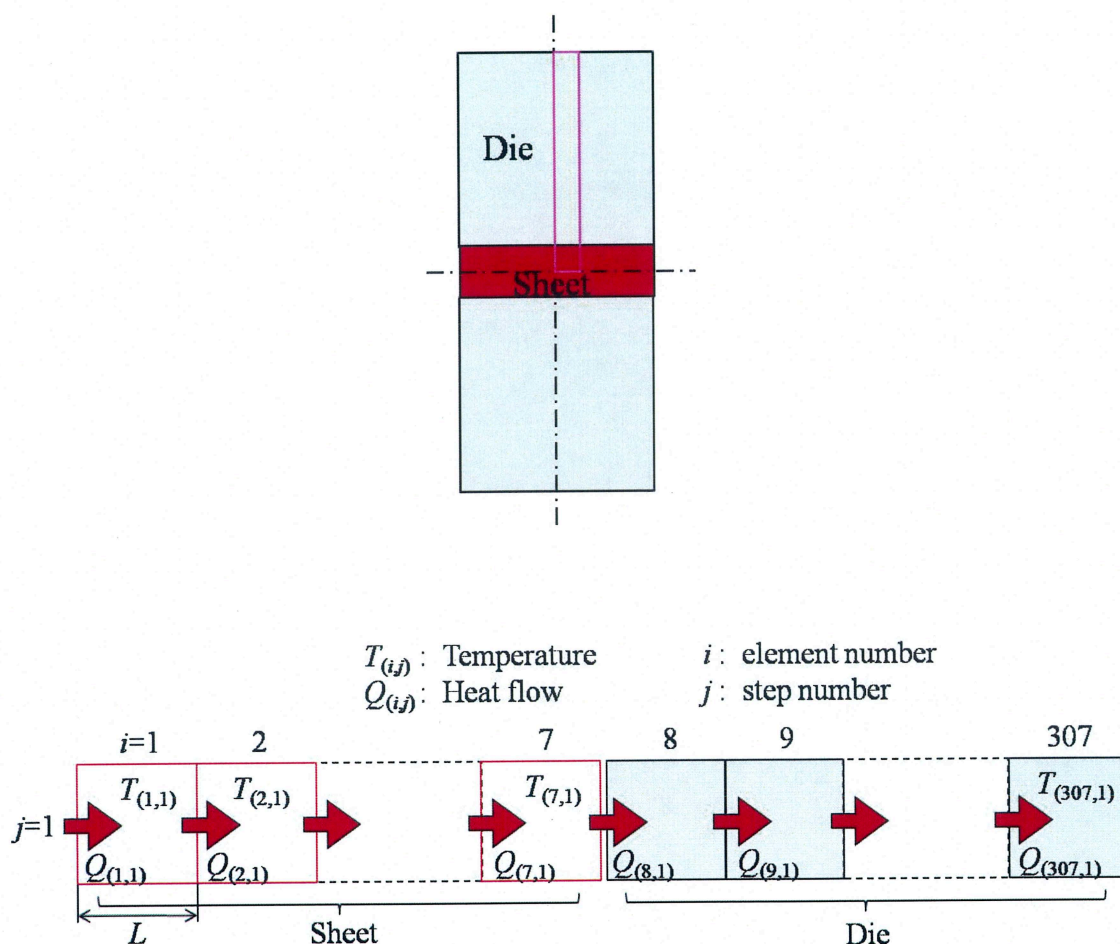
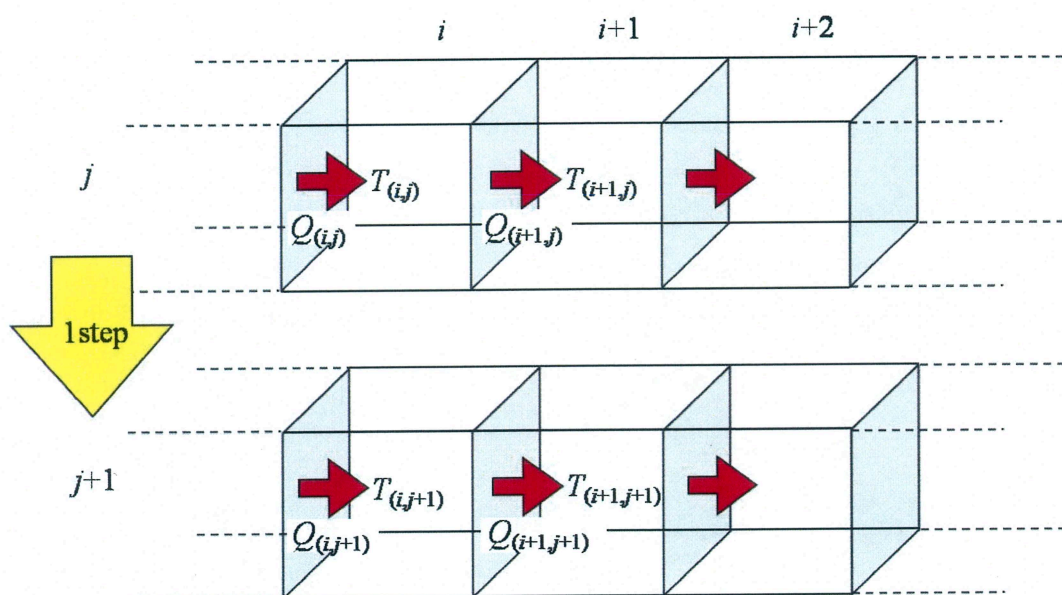


Fig.5.37 One dimension heat-transfer analysis model



Initial condition

$$T_{(1,1)} \sim T_{(7,1)} = 900^{\circ}\text{C}$$

$$T_{(8,1)} \sim T_{(307,1)} = 20^{\circ}\text{C}$$

Physical properties

L : Element length

$$L = 0.1 \text{ mm}$$

S : Cross section area

$$S = 1 \text{ mm}^2$$

ρ : Density

$$\rho = 7.93 \times 10^{-6} \text{ kg/mm}^3$$

Δt : Time step

$$\Delta t = 0.0001 \text{ s}$$

K : Thermal conductivity

C_p : Specific heat

Fig.5.38 Calculation model of one dimension heat-transfer

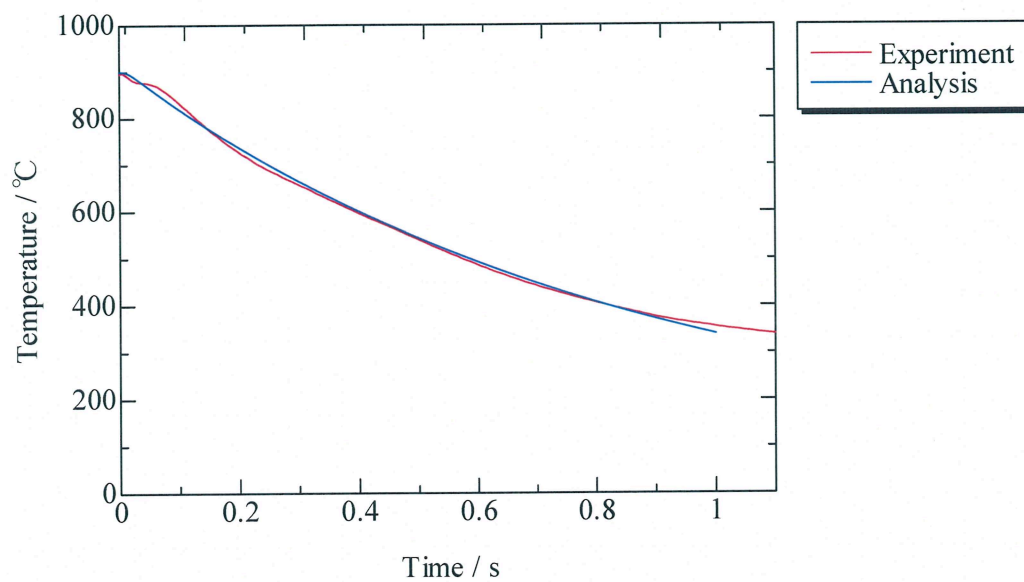


Fig.5.39 Result of one dimension heat-transfer analysis

5.5.2 二次元伝熱解析

実際、装置のダイスは試験片より大きいので、熱の移動は鉛直方向のみではなく、板幅方向を含んだ二次元で考える必要がある。そこで二次元の伝熱解析モデル(図 5.40)を考え、図中の — で囲んだ四半部について解析を行った。計算モデル、初期条件、材料の物性値を図 5.41 に示す。試験片の x , y 方向の熱伝導率はそれぞれ式(5.11), (5.12), 比熱は式(5.13)のように定義した。またダイスの x , y 方向の熱伝導率はそれぞれ式(5.14), (5.15), 比熱は式(5.16)のように定義した。式中の記号 S , D は Steel, Die の頭文字を意味する。なお、この式は金属データブックに掲載されている数値をもとに一次近似したものである⁸⁾。

$$K_{xS} = 10^{-5} \cdot T + 0.0137 \quad (\text{W/mm} \cdot \text{k}) \quad (5.11)$$

$$K_{yS} = 10^{-5} \cdot T + 0.0137 \quad (\text{W/mm} \cdot \text{k}) \quad (5.12)$$

$$C_{pS} = 0.1437 \cdot T + 415.48 \quad (\text{J/kg} \cdot \text{k}) \quad (5.13)$$

$$K_{xD} = -6 \cdot 10^{-5} \cdot T + 0.0732 \quad (\text{W/mm} \cdot \text{k}) \quad (5.14)$$

$$K_{yD} = -6 \cdot 10^{-5} \cdot T + 0.0732 \quad (\text{W/mm} \cdot \text{k}) \quad (5.15)$$

$$C_{pD} = 0.5454 \cdot T + 419.36 \quad (\text{J/kg} \cdot \text{k}) \quad (5.16)$$

計算は式(5.17), (5.18), (5.19)に基づいて行った。式(5.17), (5.18)はそれぞれ x 軸方向, y 軸方向の隣り合った要素間を移動する熱量の計算式である。式(5.19)は各要素の次の時間ステップにおける温度の計算式である。

$$Q_{x(i+1,j,k)} = S \cdot K_x \cdot \Delta t \cdot \frac{(T_{(i,j,k)} - T_{(i+1,j,k)})}{\frac{L+L}{2}} \quad (5.17)$$

$$Q_{y(i,j+1,k)} = S \cdot K_y \cdot \Delta t \cdot \frac{(T_{(i,j,k)} - T_{(i,j+1,k)})}{\frac{L+L}{2}} \quad (5.18)$$

$$T_{(i,j,k+1)} = T_{(i,j,k)} + \frac{(Q_{x(i,j,k)} + Q_{y(i,j,k)} - Q_{x(i+1,j,k)} - Q_{y(i,j+1,k)})}{C_p \cdot S \cdot L \cdot \rho} \quad (5.19)$$

一次元の際と同様に試験片とダイスの接触面の熱伝導率は、仮定した試験片とダイスの接触率 α を熱伝導率に乗じたものとした。ここでは、試験片とダイスの接触率 α を 1.25% と仮定した。1 ステップを 0.00015s として、1 s までの冷却シミュレーションを行った。

計算結果を図 5.42 に示す。図 5.42 の計算結果より、試験片の中央部に比べ、端部の方が比較的早く冷却されていることが分かる。中央部と端部の温度差は 25℃ 程度である。

ここで図 5.25 のグラフについて考察する。SUS304 は相変態が起こらないため、加熱過程と冷却過程の打抜き荷重は同じ値になるはずであり、加熱過程と冷却過程の打抜き荷重 - 温度グラフは、重なるように推移するはずである。しかし図 5.25 を見ると、実際は同じレベルの打抜き荷重でも、冷却過程では加熱過程に比べて温度が低い左側に寄っている。図 5.42 の計算結果を考慮すると、実験における温度測定部が試験片の端部であるため、本来打ち抜かれる試験片の中央部の温度は、中央部と端部の温度差の分だけ高いと思われる。つまり冷却過程の打抜き荷重 - 温度グラフはその温度差だけ右側に寄るはずである。しかし、これを考慮しても加熱過程のグラフと重なるところまでは移動しない。これは、試験片がヒステリシスを起こしているためであると考えられる。

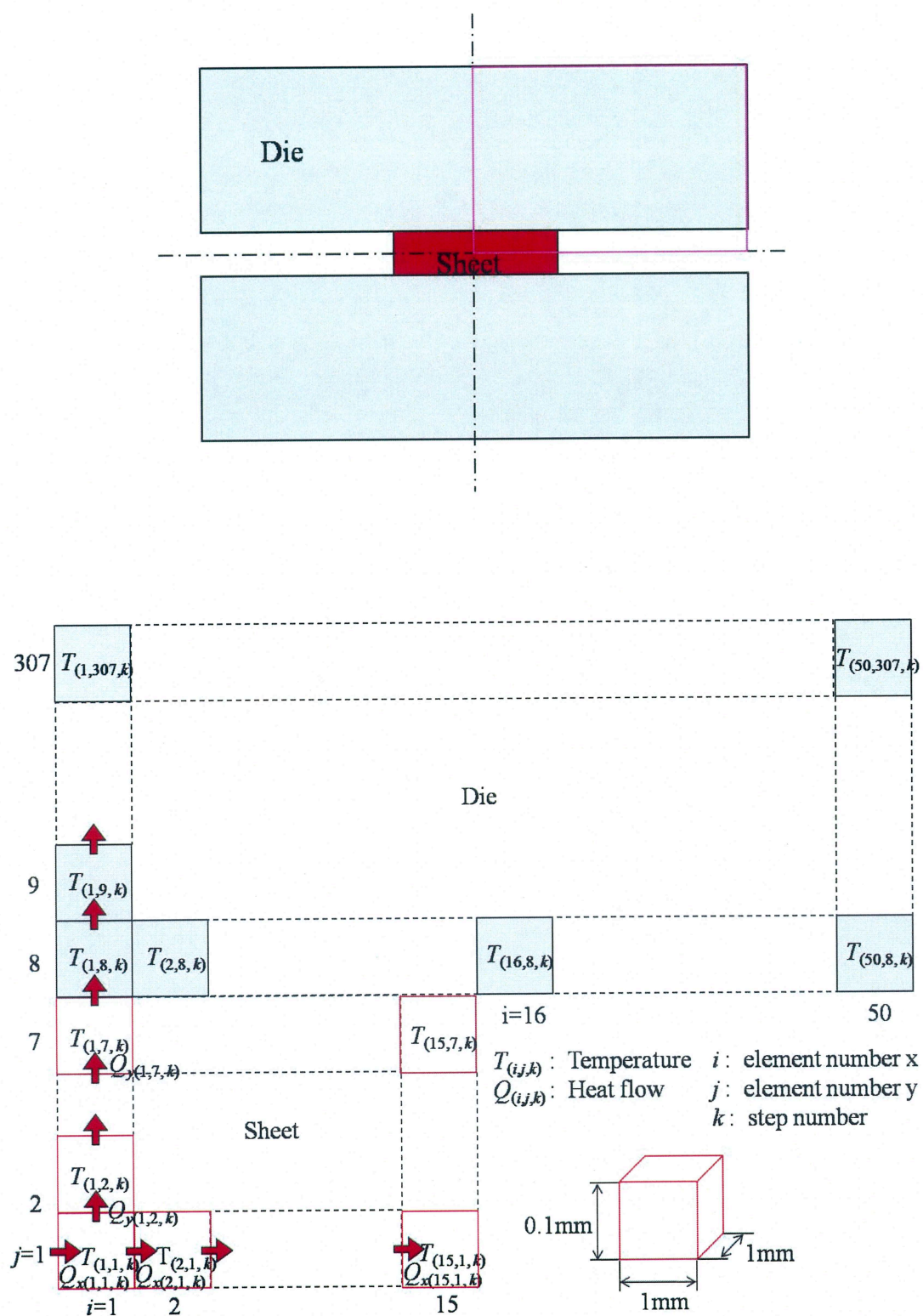
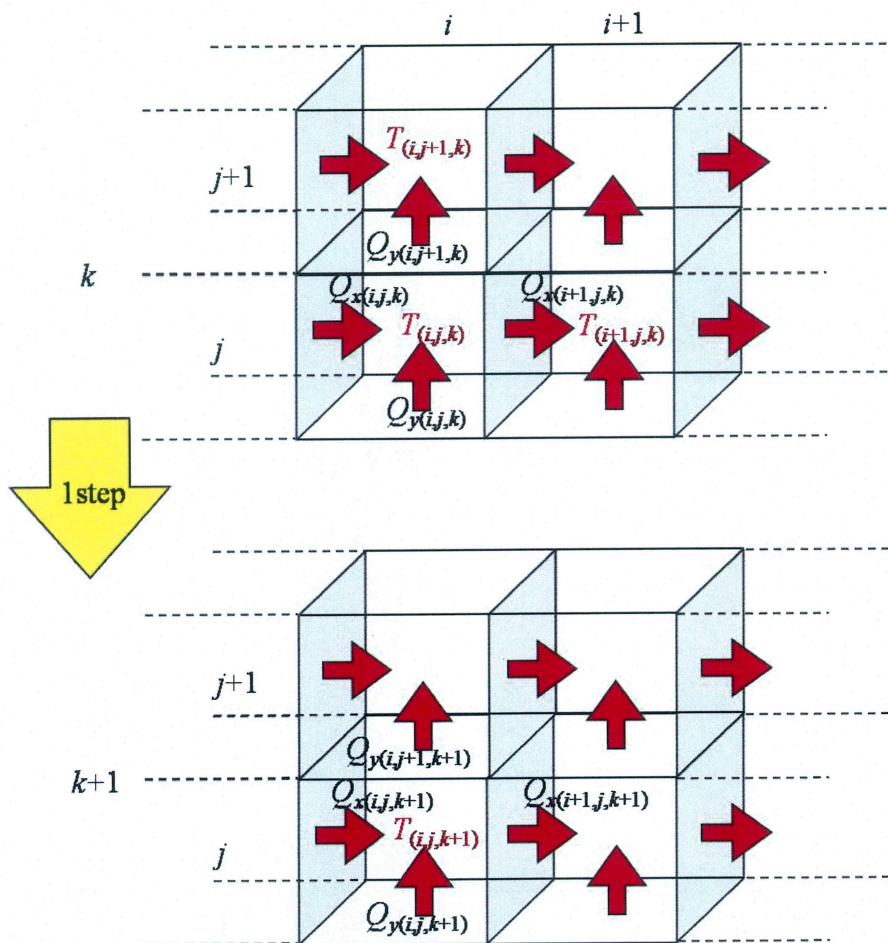


Fig.5.40 Two dimension heat-transfer analysis model



Initial condition

$$\begin{array}{ll}
 T_{(1,1,1)} \sim T_{(15,1,1)} & T_{(1,8,1)} \sim T_{(50,8,1)} \\
 \downarrow & \downarrow \\
 \phantom{T_{(1,1,1)}} & \phantom{T_{(1,8,1)}} = 900^{\circ}\text{C} & \phantom{T_{(1,8,1)}} & \phantom{T_{(50,8,1)}} = 20^{\circ}\text{C} \\
 T_{(1,7,1)} \sim T_{(15,7,1)} & T_{(1,307,1)} \sim T_{(50,307,1)}
 \end{array}$$

Physical properties

$$\begin{array}{ll}
 S: \text{Element square} & S = 0.1 \text{ mm}^2 \\
 D: \text{Depth} & D = 1 \text{ mm}^2 \\
 \rho: \text{Density} & \rho = 7.93 \times 10^{-6} \text{ kg/mm}^3 \\
 \Delta t: \text{Time step} & \Delta t = 0.00015 \text{ s} \\
 K_x: \text{Thermal conductivity} & \\
 K_y: \text{Thermal conductivity} & \\
 C_p: \text{Specific heat} &
 \end{array}$$

Fig.5.41 Calculation model of two dimension heat-transfer

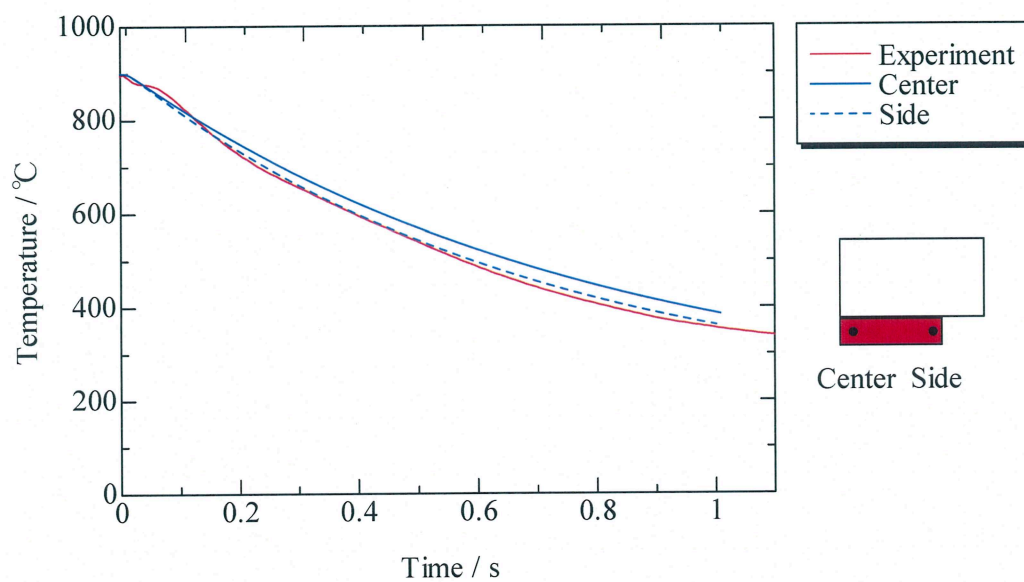


Fig.5.42 Result of two dimension heat-transfer analysis

第6章 結言

通電加熱後の急冷過程の各段階において打抜き実験が可能な装置を作成し、オーステナイト域への通電加熱後の冷却過程で打抜き実験を行った。得られた知見を以下に示す。

- 1) 打抜き荷重は、冷却時間の増加、すなわち温度の低下とともに増加した。SAPH440, NHPC-1500 では M_s 点に近い 500°C 付近から増加の度合いが大きくなった。SAPH440, NHPC-1500 の両者を比較すると、ダイクエンチ用鋼板である NHPC-1500 の方がより急激な増加を示した。一方 SUS304 では、荷重の増加がゆるやかであった。
- 2) 切断面性状は、SAPH440, NHPC-1500 のどちらも、温度の低下とともにせん断面の面積率は減少、破断面は増加傾向を示した。増加の度合いは、特に M_s 点付近で大きくなった。だれは温度依存を示さなかったが、かえりは温度の低下とともに減少した。
- 3) 硬さは、SAPH440 では最高 283HV であったが、NHPC-1500 では引張り強さ 1500MPa に対応した 495HV が得られ、水焼入れと同程度の硬さを得ることができた。
- 4) 金属組織は、SAPH440 では加熱温度によって、組織に違いが見られた。これは高温に加熱するほど炭素の拡散が活発になるためである。一方 NHPC-1500 では、加熱温度による違いはあまり見られず、ほとんどの試料で水焼入れと同じような組織が得られた。
- 5) 通電加熱は、加熱時間の短さゆえ、オーステナイト安定域まで加熱しても、均一なオーステナイト単相を得られない。そのため、加熱温度によりクエンチ後の組織が異なるので、注意が必要である。

以上の結果をふまえ、ダイクエンチ用鋼板は、 M_s 点付近の温度から急激に荷重が増加するため、それ以前の段階で打ち抜くことが望ましいといえる。

参考文献

- 1) 林 央, “プレス加工用材料と金型用材料”, 日刊工業新聞社, (2003), pp.66-84
- 2) K.Mori, S.Maki, Y.Tanaka, “Warm and Hot Stamping of Ultra High Tensile Strength Steel Sheets Using Resistance Heating”, CIRP Annals - Manufacturing Technology Volume 54 Issue 1 (2005), pp.209-212
- 3) 牧 清次郎, 濱本 篤, 斉藤 翔一, 森 謙一郎, “抵抗加熱を利用した高張力鋼板のダイクエンチ”, 塑性と加工 第48巻 第553号 (2007), pp.58-62
- 4) 森 謙一郎, 斉藤 翔一, 牧 清次郎, 岸本 信, 林 達志, 奥村 俊彦, “高張力鋼板の温・熱間穴抜き加工”, 塑性と加工 第49巻 第564号 (2008), pp.56-60
- 5) 渡辺 理, “ひずみゲージとその応用”, 日刊工業新聞社, (1977), pp.14-17
- 6) 入戸野 修, “材料の化学と工学 1 材料の微細構造”, 株式会社培風館, (2002), pp.170-191
- 7) 吉沢武男, “硬さ試験法とその応用”, 株式会社裳華房, (1971), pp.286-287
- 8) 社団法人 日本金属学会, “改訂 2 版 金属データブック”, 丸善株式会社, (1984), p.115

謝辞

本研究を遂行するにあたり，ご指導を賜りました牧 清二郎教授に深く感謝いたします。
また，論文作成，実験遂行にあたり，多くのご助言，ご協力をいただいた中西 栄徳助教
に深く感謝するとともに，実験装置の製作，実験の遂行に際して多くのご協力を頂きました
中川 浩希技術専門職員に厚く御礼申し上げます。

最後に，幾多の協力をいただきながら，ここに御名前を掲載できなかった方々に対して
失礼をお詫びするとともに，謹んで御礼申し上げます。